공학석사 학위논문

금형강의 동적 및 정적 재결정 거동과 미세조직 변화 예측에 관한 연구

A Study on Dynamic and Static Recrystallization Behaviors and Microstructure Evolution Prediction of Die Steels

지도교수 조 종 래

2001년 2월

한국해양대학교 대학원

기계공학과

정 호 승

본 논문을 정호승의 공학석사 학위논문으로 인준함

위원장 공학박사 이 성 열 인

위 원 공학박사 최 일 동 인

위 원 공학박사 조 종 래 인

2000년 12월 19일

한국해양대학교 대학원

목 차

A Study on Dynamic and Static Recrystallization Behaviors and Microstructure Evolution Prediction of Die Steels

Ho-Seung Jeong

Department of Mechanical Engineering Graduate School,
Korea Maritime University

ABSTRACT

Evaluation of microstructural changes during open die forging of heavy ingots is important for process control. The objective of the control of forging parameters, such as shape of the dies, reduction, temperature and sequence of passes, is to maximize the forging effects and to minimize inhomogeneities of mechanical properties.

A numerical analysis was performed to predict flow curves and dynamic and static recrystallization behaviors of die steel(0.36%C, 1.1%Mn and 1.21%Cr) from hot compression test results. The hot compression tests were carried out in the ranges of temperature 950 1150℃ and strain rate 0.01 1.0sec^{-1}. The modeling equation for flow curves was a function of strain, strain rate and temperature. Models for predicting the evolution of microstructure in die steel during thermomechanical processing was developed in terms of dynamic, static recrystallization and grain growth phenomena. The microstructure model was

combined with rigid visco-plastic finite element modeling to predict microstructure development. Predicted microstructure is consistent with results obtained in multiple compression tests.

For the grain growth evolution, hot compression test carried out the temperature of 950 and 1150℃, and the strain rate of 0.01 and 1.0sec^{-1}. The specimens were compressed 10%, 20% and 30% in height, unloaded and held for holding times at isothermal condition resulting in static and metadynamic recrystallization in specimens.

The softening occurred during the holding time between the first and the second compression was calculated from the experimental result. Predicted grain size and load are consistent with experiment results from double compression test with constant velocity. Thereforce, the usefulness of the program is verified.

기 호 설 명

σ_p : **최대 응력**(peak stress)

σ_e : **가공경화를 고려한 유동응력**

σ_s : **정상 상태 응력**(steady state stress)

$\bar{\sigma}$: **유효 응력**(effective stress)

σ_{ij}' : **편차 응력 텐서**(deviatoric stress tensor)

ε_p : **최대 응력일때의 변형률**

ε_c : **동적 재결정이 일어나기 위한 임계 변형률**

$\bar{\varepsilon}$: **유효 변형률**(effective strain)

$\dot{\bar{\varepsilon}}$: **유효 변형률 속도**(effective strain rate)

$\dot{\varepsilon}_{ij}$: **변형률 속도 텐서**(strain rate tensor)

$\Delta\sigma$: **동적 재결정이 고려된 유동응력**

Δt : **시간 증분**

Z : Zener-Hollomon Parameter

X_{dyn} : **동적 재결정 분율**(dynamic recrystallization volume fraction)

X : **정적 재결정 분율**(static recrystallization volume fraction)

K : **벌칙함수**(penalty function)

$\bar{D}$: **평균 결정립 크기**(mean grain size)

d_{rex} : **재결정된 결정립 크기**(recrystallized grain size)

D_o : **초기 결정립 크기**(initial grain size)

Q : **활성화에너지**(activation energy)

n : **변형률속도 민감성지수**(strain rate sensitivity)

List of Table and Photographs

Table

Photographs

List of Figures

1. 서론

1.1 연구 배경

소성가공은 소재에 큰 힘을 가해 소성 변형을 발생시켜 원하는 제품의 형태를 만들어 내는 공정으로 재료의 손실을 줄이고 대량생산과 고속 가공성에 의한 제조비의 절감과 제작 시간을 최소화시키는 동시에 기계적 성질이 우수한 제품을 만들어 낼 수 있고 여러 산업 분야에서 부품을 생산하기에 적합한 가공 공정중의 하나이다.

금형강은 대형 기계 제품의 소재로 사용된다. 이런 소재를 만들 때 주조(casting)에 의해 만들어진 대형 강괴(ingot)는 자유 단조(open die forging) 작업을 통해서 제품으로 만들어진다. 이 때 주조된 대형 강괴를 반복 작업으로 자유 단조함으로써 주조 조직 내부의 기공을 압착시켜 없애고, 편석을 소멸시켜 주조 조직을 단조 효과에 의해서 조직을 미세화하고 균질하게 하며 일정한 형상을 만들며 다이(die)의 형상과 압하률, 온도, 압하 순서, 유지 시간 등의 공정 변수에 의해서 단조 효과가 최대화된다.

열간 가공에 있어서 온도(T), 변형률 속도($\dot{\varepsilon}$), 변형률(ε), 응력(σ), 압하 순서 등의 공정 변수들이 적절히 사용되지 못하면 조직이 불균일하게 되므로 이러한 공정 변수들의 최적 제어에 의해 균질하고 미세한 조직(structure)을 얻으며 기계적 특성을 향상시키고 공정 시간을 단축시킬 수 있다.

대형 강괴를 열간 가공으로 자유 단조 하는 동안 금속 내 미세 조직 변화가 공정에 따라서 다양하게 발생하며 이러한 현상은 공정 제어가 중요시되며 미세 조직 변화를 제어하여 기계적 특성을 향상시키려는 연구가 많이 진행되고 있는 실정이다. 미세 조직의 변화 현상을 연구하여 최적 공정 설계를 가능하게 할 것이고, 공정 변수들의 조절에 의해 더 균질하고 미세한 조직을 얻을 것이다.

미세 조직을 연구함에 있어서 실험적인 방법은 시간과 비용, 노력이 많이 소요된다. 이러한 방법을 개선하기 위해 기초 실험과 해석적인 방법을 병행하여 미세 조직을 예측하고, 업세팅(upsetting)으로 실험된 시편과 해석적인 방법으로 예측된

결과를 비교하여 타당성을 검증하고 예측에 의한 문제점을 개선하여 공정 변수의 최적화를 가능하게 할 것이다.

1.2 연구 동향

지금까지 많은 연구자들이 고온 변형시 여러 소재들의 변형거동을 연구하였고 미세 조직의 정적 재결정(static recrystallization, SRX), 동적 재결정(dynamic recrystallization, DRX), 입자 성장(grain growth)을 수학적 모델링을 하였으며[1-15], 또한 고온 변형시 여러 변수를 이용하여 유동응력을 예측하기 위한 기법이 제안되었으며 수학적 모델링을 수치 해석적 방법인 유한요소법을 적용하여 미세 조직의 변화, 즉 재결정 입자 크기, 재결정 분율, 입자 성장, 평균 입자 크기와 유동 응력 등을 예측하는 시뮬레이션을 수행하기도 하였다[16-20].

Sellars등[1]은 열간 압연공정에서 금속 물리학적인 현상과 탄소강의 재결정 및 결정립 성장을 온도와 변형률 속도, 시간의 함수로 모델링하였다[2-4]. Hernandez 등[5]은 저합금강의 여러 화합물의 성분들을 함수의 변수로 표현하였고, 고온의 유동 곡선과 동적 재결정의 수학적 모델링 과정을 설명하고 모델링을 하였다[6-8]. Martine[9]은 입자 성장과 재결정에 대해 시뮬레이션을 하였고, Zhao등[12]은 HY-100 강재의 유동 거동과 동적 재결정의 임계 변형률과 재결정 크기를 수학적 모델링을 하였다. Cho등[13]이 Al 6061에 대해 고온 유동식을 모델링 하였고, Sun등[15]은 정적(static)과 준동적(metadynamic) 재결정을 열간 압연동안 시간과 변형률 속도, 온도, 변형률에 대해 각각 비교하였으며, Dandre등[16]은 Incornel 718의 코깅동안 미세조직 변화를 예측하기 위해 정적, 동적 재결정과 입자 성장을 고려하고 시뮬레이션을 하였다. Cho등[17]은 연속적으로 변형을 받게 되는 열간 연속압연에 있어서 발생하는 재료의 정적 재결정과 입자성장에 대해서 스탠드 사이의 거리와 이송시간을 고려해서 시뮬레이션을 수행하였고, Kwak등[18]은 여러 모델을 수정하여 실험과 비교하였으며, 기어 블랭크 단조공정에 적용시켜 해석을 수행하였다. Hwang과 Cho등[20]은 유한 요소법를 이용하여 Al-5wt%Mg 합금의 동적 재결정에 대해 미세 조직 변화에 대해 시뮬레이션을 수행하였고, Han 등[21]은 SCM 440 강재의 정적과 준동적 재결정의 연화 현상을 연화 비율로써

시간과 변형률 속도, 온도, 변형률에 대해 각각 비교하였고, 연화 곡선에 대해 수학적 모델링을 하였다.

C-Mn 강에 대한 고온 변형시 미세조직에 대한 연구[2-11,17-18,21]는 많이 발표되었으나 금형강의 고온 변형시 미세조직 변화에 대한 일반적인 모델식 제시는 없으며 2단 변형시 공정 변수의 영향을 연화비율로써 비교 및 동적, 정적 재결정과 입자 성장을 모두 고려하여 실제 실험한 결과와 모델식을 이용한 시뮬레이션 결과를 비교한 예는 찾아보기 힘든 실정이다.

1.3 연구 목적

열간 소성가공에서는 변형률 속도, 온도, 변형률에 의해 변형하는 동안 가공경화, 동적 회복, 동적 재결정이 일어나고, 각각의 초기 변형량과 단조 공정간의 소요시간과 온도 변화에 의해 정적, 준동적 재결정, 입자 성장이 일어난다. 이러한 재료의 변형양상에 따른 미세 조직의 변화에 대해 많은 연구가 진행되어 왔으며, 공정변수의 최적화을 위해 미세 조직을 예측하는 수학적 모델식을 이용하고 있다.

금형강(0.36%C, 1.1%Mn, 1.21%Cr)에 대해 변형률 속도(0.01 1.0/s), 온도(950 1150℃), 변형률(10 50%), 등온 유지 시간(5 600s) 등의 조건으로 실험된 시편으로부터 동적 재결정에서는 변형률 속도, 변형률, 온도에 따라 재결정 입자크기, 재결정 분율, 고온 유동응력식을 유도하고, 정적 및 준동적에서는 변형률, 변형률 속도, 온도, 등온 유지시간에 따라 재결정 완료 후 입자성장을 수학적 모델식을 유도하고 이것을 수치 해석적 방법에 적용한다. 또 단조 시편과 주조 시편의 고온 유동 곡선과 미세 조직을 비교하여 단조 시편과 주조시편의 최대응력과 균질성을 비교하였고, 변형률 속도, 변형률, 유지시간에 따른 정적, 준동적 연화곡선을 관찰하고, 변형률, 변형률 속도, 온도에 따른 영향을 연화 비율(fractional softening)로써 각각 비교하였다. 이러한 기초 실험에 의해 금형강 내부의 미세 조직의 변화를 예측할 수 있는 수학적 모델식을 제시하고 이것을 수치 해석적 방법인 강소성 유한요소법에 적용하여 금형강의 미세 조직과 기계적 특성을 예측하고 그 타당성을 검증하는 것을 목적으로 실험과 시뮬레이션을 수행하였다.

2. 이론적 배경

2.1 열간 가공시 재료의 미세 조직 변화

재료를 가공함에 있어서 소성변형이 증가함에 따라 재료 내부에서는 전위(dislocation) 밀도가 증가하고 내부 축적에너지가 발생하므로, 항상 최소 자유 에너지 상태가 되려는 성질을 갖고 있기 때문에 전위들이 소멸하거나 재배열함으로써 전체적인 변형 에너지는 항상 감소하는 경향이 있다. 그리고 전위 배열이 발생하는 속도는 온도에 따라 크게 달라진다. 온도가 증가하면 열에너지가 전위운동을 돕게 되고 이웃한 전위들이 응력장에 대응하여 움직이게 되어 전위 배열이 변화한다. 또한 재결정으로 인하여 급격한 연화가 발생하게 되고 재결정 과정에서는 재결정에 의해 전위밀도가 대단히 낮아진다.

열간 가공에서 재료가 소성변형과 많은 열에너지를 받으면 재료 내부에서는 자유에너지가 높아져 불안정한 상태로 된다. 변형에서 발생하는 에너지는 변형률 속도, 온도, 변형률, 시간에 의존하기 때문에 열간 가공후의 재결정 거동도 이러한 가공인자에 강하게 영향을 받게 된다. 변형하는 동안 재결정이 발생하는 것을 동적 재결정이라고 하고, 변형 후 부하를 제거하고 시간이 지남에 따라 재결정이 발생하는 것을 정적 재결정이라 한다.

재결정은 재료 내부에 새로운 입자를 형성해서 조직이 조밀하게 되고, 입자가 미세할수록 높은 수준의 에너지가 되어 재료 내부를 안정화하기 위해 입자 성장이 일어난다.

본 연구에서는 열간 가공에서의 조직 변화 중 정적, 동적 재결정 및 입자 성장에 대해 다루기로 한다.

2.1.1 동적 재결정

변형 도중에 재결정이 일어나는 것을 동적 재결정이라 말한다. 소성 변형이 증가할수록 전위와 같은 결함의 수가 증가하고 재료에 저장되는 에너지의 양도 증가한다. 에너지가 높은 재료는 가능한 한 빨리 정상적이고 안정된 상태로 되돌아가

려고 한다. 높은 온도로 가열하면 전위들이 충분히 확산하여 Fig. 1의 (2)와 같이 응력도 없고 정상적인 새로운 입자의 핵이 생기기 시작한다. 이 새로운 입자가 찌그러진 조직 속에서 성장하여 (3)과 같게 되며 (4)와 같이 조직 전체가 새로운 조직으로 바뀐다. 소성 가공되어 변형된 조직이 정상적인 새로운 결정으로 다시 이루어지는 현상을 재결정이라 한다.

동적 재결정에서는 주로 변형이 재결정을 일으키기 위한 구동력으로 작용하며, 어느 일정 이상의 변형(ε_c : 임계변형률)을 받은 후에는 동적 재결정이 일어난다고 알려져 있다[1]. 열간 가공시 일어나는 연화현상은 이러한 재료 내부의 동적 재결정에 의해 발생된다.

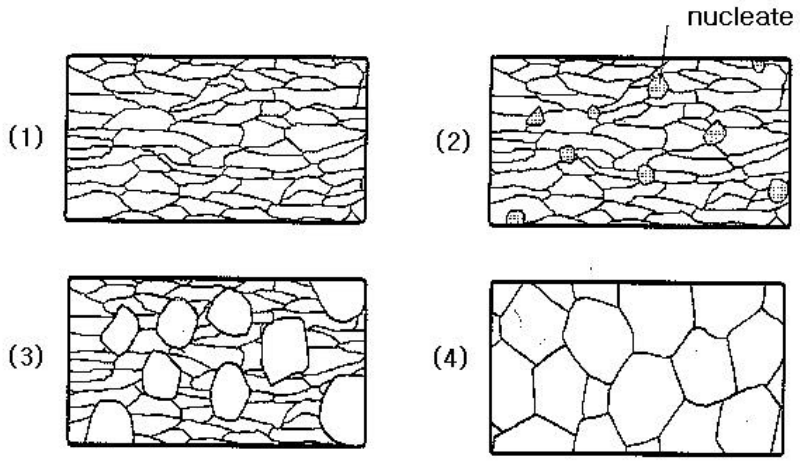


Fig. 1 Course of recrystallization

Fig. 2에서는 열간 성형공정에서 일어나는 대표적인 유동 응력과 변형률과의 관계를 나타내고 있다. (1)은 가공경화를 받는 재료의 대표적인 응력-변형률 관계이다. 재료가 회복을 받게 되면, 유동에 대한 저항이 줄어들어 (2) 또는 (3)과 같은 곡선을 나타낸다. 재료의 경화속도가 연화속도보다 빠르게 나타날 경우는 (2)와 같은 곡선을 나타내며 연화속도가 경화속도보다 빨라지면 (3)처럼 일정영역에서 오히려 유동 응력이 감소하다가 연화와 경화의 속도가 동일하게 되는 곳에서 유동 응력이 일정하게 나타나는 정상변형단계를 나타내게 된다.

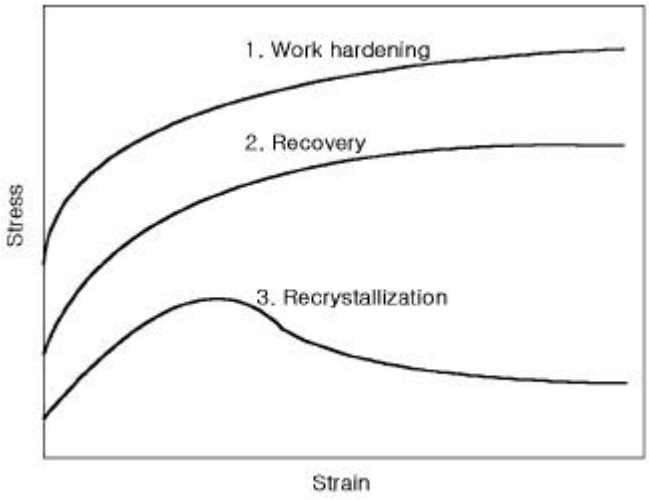


Fig. 2 Flow stress curves in hot forming

재결정이 일어나면 변형률이 없는 새로운 입자가 생성, 성장하며, 재결정 완료 후에는 입자성장이 일어난다. 철강의 경우에는 재결정이 일어날 때는 재결정개시 (ε_c, 임계 변형률)직후 최대 응력을 나타낸 뒤 재결정 진행과 함께 연화현상이 나타나고, 계속하여 재결정이 일어나게 되면 거의 일정한 변형 응력을 나타내는 정상변형상태로 된다고 알려져 있다.

2.1.2 정적 및 준동적 재결정

변형 후 무부하 상태에서 재결정이 일어나는 현상을 정적 재결정이라 한다. 정적 재결정은 변형률, 온도, 시간 등에 영향을 받는다. 변형률이 동적 재결정이 발생하는 임계변형률 이하에서 발생하는 재결정을 정적 재결정이라 하며 임계변형률 이상에서 발생하는 재결정을 준동적 재결정이라 한다. 준동적 재결정은 변형 중 임계 변형률 이상에서 생성된 재결정 핵이 하중을 제거 한 후에 정적 재결정보다 빠르게 재결정이 진행되는 것을 의미한다.

재결정을 위한 구동력으로는 이전단계의 변형률과 온도가 주로 영향을 미치게 된다. 금속의 재결정 온도는 변형률과 금속의 불순물의 영향에 따라 달라진다. 변

형이 심하면 재결정이 빨리 일어나므로 온도가 낮아도 잘 일어나고 금속의 불순물이 많으면 재결정을 방해하므로 온도가 높아야 한다. 단시간 유지해서 재결정을 완료시키려면, 상대적으로 고온으로 유지시켜야 한다. 이와 같은 정적 재결정은 변형이 적을수록, 온도가 낮을수록 재결정이 일어나는 시간이 길어지므로 정적 재결정을 빠르게 진행시키기 위해서는 변형과 온도를 높이면 상대적으로 빠른 시간 내에 재결정이 완료될 수 있다.

따라서, 정적 재결정은 주로 변형률, 온도 그리고 시간에 영향을 받는다는 것을 알 수 있으며 변형이 끝난 직후 무부하에서는 동적 재결정이 일어난 부분과 변형 후 동적 회복된 부분이 혼재해 있고 그 후 시간이 경과하게 되면 동적 재결정에 의한 새롭게 생성된 입자는 더 이상의 재결정을 일으키지 않고 입자가 성장하게 된다.

2.1.3 입자 성장

소성가공된 재료가 재결정이 되어 새로운 조직으로 바뀌면 대부분 응력(stress)이 제거된다. 재결정된 입자에는 결함이 거의 없으나, 입계에는 항상 전위나 공공 등의 결함이 다량으로 존재한다. 이와 같은 결함 주위에는 응력이 존재하므로 입계에는 아직도 많은 응력이 남아 있다. 응력이 없어질수록 금속은 안정된다. 그러므로 금속을 가열하면 응력이 제거되는 방향으로 변화가 일어난다. 응력을 제거하면 가능한 한 입계의 면적을 적게 하여야 한다.

입자가 커질수록 입계의 총 면적은 적어진다. 그러므로 재결정이 일어난 후에 더욱 가열하면 입계의 총 면적이 줄어드는 변화, 즉 입자 성장(grain growth)이 일어난다.

입자의 성장은 변형률, 온도, 시간에 따라서 다르다. 변형률이 증가할수록 재결정핵이 많이 발생하고 재결정이 많이 발생하면 조직이 조밀해져서 성장이 늦어진다. 높은 온도로 가열할수록 더 많은 원자들이 더 멀리 이동하기 때문에 재결정뿐만 아니라 성장도 빨리 일어난다. 시간이 길어질수록 원자의 이동이 많아지므로 입자는 계속 성장한다.

2.2 강소성 유한요소법

유한요소법은 연속체를 여러 개의 적절한 크기의 유한요소(finite element)로 나누어서 각 절점의 값들을 변수로 하는 미분 방정식을 변분원리(variational principle), 가중잔류법(method of weighted residual), 에너지 균형법(energy balance approach)등을 이용하여 세우고 이것을 이용하여 유한요소방정식을 만들어 각 절점에서의 변수 값들을 구하는 방법이다.

유한요소법을 이용한 금속성형 방법에는 탄소성 해석(elastic-plastic analysis), 강소성 해석(rigid-plastic analysis), 유효 변형률 속도를 고려하여 열간 가공 해석에 이용할 수 있는 점소성 해석(viscoplastic analysis)등이 있는데 탄소성 해법은 비교적 정확한 응력과 변형양상을 얻을 수 있지만 매 변형단계마다 요소가 항복상태에 도달하였는지 검사해야 하며 비정상상태의 문제 해석시 변형증분량을 한꺼번에 많이 늘릴 수 없는 단점이 있다. 그래서 탄성 변형량이 소성 변형량보다 무시 할 만큼의 단조나 압출과 같은 소성문제에는 강소성 해법이 쓰인다. 이 방법은 벌크 성형 해석에 있어서 뛰어난 해석 정확도와 계산 효율이 우수한 것으로 알려져 있다.

소재가 열간 변형을 거치는 동안 온도, 변형률, 변형률 속도, 유지 시간 등의 공정 변수들이 미세조직의 변화에 미치는 영향을 정량적으로 규명하고 최적의 공정 변수값을 찾기 위해서는 수치 해석적인 방법이 가장 효율적이며 기계적 변수들과 미세조직과의 상관관계를 파악하기 위해 강소성 유한요소법의 이용이 요구된다.

강소성 유한 요소의 수식화에서는 다음과 같은 가정을 따른다.

(1) 재료는 강소성체이고, 탄성 변형은 무시한다.
(2) 재료는 등방성이다.
(3) 재료는 변형동안 체적 일정조건을 따른다.
(4) 재료는 Von Mises 항복조건을 따른다.
(5) 다이는 강체이며, 변형하지 않는다.

체적이 V인 연속체는 접촉력 T_i가 정의된 표면 S_f와 속도 v가 정의된 표면 S_v로 구성되어 있다고 생각할 수 있다. 이 물체가 준정적상태에서 미소변형(infinitesimal deformation)을 일으키고 관성의 효과와 체적력을 무시하면 실제 응력과 속도장은 다음과 같은 경계조건을 만족한다.

(i) 평형 방정식(equilibrium equation)

$$\sigma_{ij,i} = 0 \tag{2.1}$$

(ii) 적합 방정식(compatibility equation)

$$\dot{\varepsilon}_{ij} = \frac{1}{2}(v_{i,j} + v_{j,i}) \tag{2.2}$$

비압축성 조건: $\dot{\varepsilon}_{i,i} = \dot{\varepsilon}_v = 0$ (2.3)

(iii) 구성 방정식(constitutive equation)

$$\sigma_{ij}' = \frac{2}{3}\frac{\bar{\sigma}}{\bar{\dot{\varepsilon}}}\dot{\varepsilon}_{ij} \tag{2.4}$$

여기서

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{3}{2}\sigma_{ij}'\sigma_{ij}'} \tag{2.5}$$

$$\bar{\dot{\varepsilon}} = \sqrt{\frac{2}{3}\dot{\varepsilon}_{ij}\dot{\varepsilon}_{ij}} \tag{2.6}$$

σ_{ij}'은 편차 응력이며, $\bar{\sigma}$와 $\bar{\dot{\varepsilon}}$은 유효 응력과 유효 변형률 속도이다.

(iv) 경계조건(boundary condition)

$$\sigma_{ij} n_j = T_i \qquad on\ S_f \tag{2.7}$$

$$v_i = U_i \qquad on\ S_v \tag{2.8}$$

여기서 n_j는 표면에서의 단위 수직벡터이다.

평형 방정식(2.1)은 일정 체적에 대한 임의 속도 변분량과 함께 만족된다. 그래서 다음과 같이 표현된다.

$$\int_v \sigma_{ij,i}\,\delta v_i\, dV = 0 \tag{2.9}$$

적합 방정식(2.2)과 경계조건(2.7)에 의해 가상일의 원리를 이용하여 다음과 같이 표현된다.

$$\int_v \sigma_{ij}\,\delta\dot{\varepsilon}_{ij}\,dV - \int_{S_F} T_i\,\delta v_i\,dS = 0 \tag{2.10}$$

여기서 응력은 편차 응력과 정수압 응력을 포함하고, 다음과 같이 표현된다.

$$\sigma_{ij} = \sigma_{ij}' + \delta_{ij}\,\sigma_m \tag{2.11}$$

식 (2.10)에 식(2.11)을 대입하면 아래와 같다.

$$\int_v \sigma_{ij}'\,\delta\dot{\varepsilon}_{ij}\,dV + \int_v \sigma_m\,\delta\dot{\varepsilon}_v\,dV - \int_{S_F} T_i\,\delta v_i\,dS = 0 \tag{2.12}$$

물체가 변형한 후 변형 전과 체적이 같아야 한다. 이런 양상으로 거동하는 것을 비압축성이라 한다. 비압축성 조건을 고려하기 위해서 벌칙함수를 도입하였다.

식(2.4)와 식(2.6)에서

$$\sigma_{ij}'\,\delta\dot{\varepsilon}_{ij} = \bar{\sigma}\,\delta\bar{\dot{\varepsilon}}_{ij} \tag{2.13}$$

으로 표현할 수 있고, 벌칙 상수를 $K = \frac{\sigma_m}{\dot{\varepsilon}_v}$로 표현하며 식 (2.13)과 K를 식 (2.12)에 대입하면 아래와 같다.

$$\delta\pi = \int_v \bar{\sigma}\,\delta\bar{\dot{\varepsilon}}\,dV + K\int_v \dot{\varepsilon}_v\,\delta\dot{\varepsilon}_v\,dV - \int_{S_F} T_i\,\delta v_i\,dS = 0 \tag{2.14}$$

벌칙 상수 K는 아주 큰 수이다.

식 (2.14)로써 벌칙함수를 사용하여 비압축성 구속조건을 범함수에 고려하였다.

금형과 소재간의 마찰을 고려하기 위하여 다음 식을 적용하였다.

$$f = -\frac{2}{\pi}\,m\,k\tan^{-1}\frac{|v_s|}{u_o}\,t \tag{2.15}$$

여기서 m은 마찰 상수, k는 전단응력, u_o는 $|v_s|$와 비교하여 매우 작은 양의 상수이고, v_s는 금형에 대한 소재의 상대 속도이며, t는 v_s방향으로의 단위벡터이며 다음과 같이 표현된다.

$$t = \frac{1}{v_s}[u\mathrm{i}+(v + v_D)\mathrm{j}] \tag{2.16}$$

여기서 v_D는 금형의 속도이며 v_s는 크기로서 다음과 같다.

$$v_s = \sqrt{u^2 + (v + v_D)^2} \tag{2.17}$$

3. 실험과 시뮬레이션

3.1 기초 실험

3.1.1 동적 재결정 실험

다양한 변형률 속도와 온도, 변형률에 따라 동적 재결정을 생성되게 하고, 동적 재결정 크기 및 재결정 분율, 평균 입자 크기를 관찰하고 고온 유동 응력 곡선을 알기 위한 실험을 수행하였다. 본 실험에서 사용된 시편은 단조된 시편과 주조된 시편이며, 형상은 직경 8mm, 높이 12mm인 원통형이고 화학성분은 Table 1에 나타내었고, 실험 장비는 Fig. 3에 도시하였다.

Table 1. Chemical composition of die steel(wt.%)

Element	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
Composition	0.36	0.26	1.10	0.006	0.003	0.07	1.21	0.26	0.027

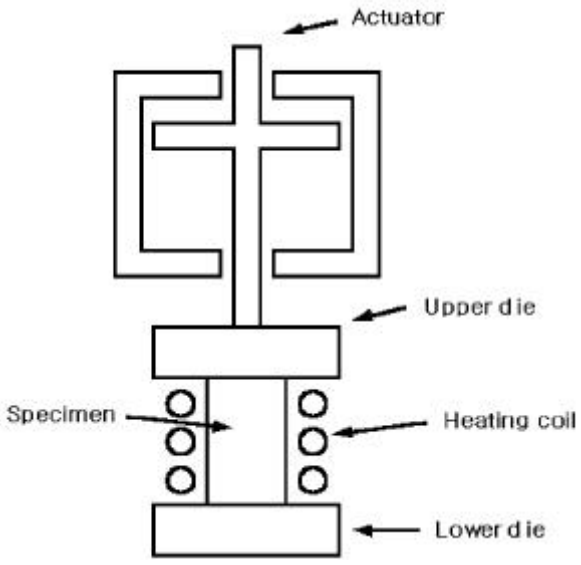


Fig. 3 Testing equipment

등온 압축 실험을 하기 위해 시편을 진공에서 유도 가열 방식에 의해 Fig. 4에서 도시한 바와 같이 5℃/sec의 속도로 온도를 목표온도까지 상승시키고 3분간 유지시킨 후 0.01/s, 0.1/s, 1.0/s의 변형률 속도와 950℃, 1050℃, 1150℃의 목표온도와 35%, 50%의 압축에 의한 실험 조건에 따라 등온 압축을 실행하고 압축 완료 후 정적 재결정과 입자 성장을 막고 동적 재결정 상태를 유지하기 위해서 질소 가스로 급냉을 하였다.

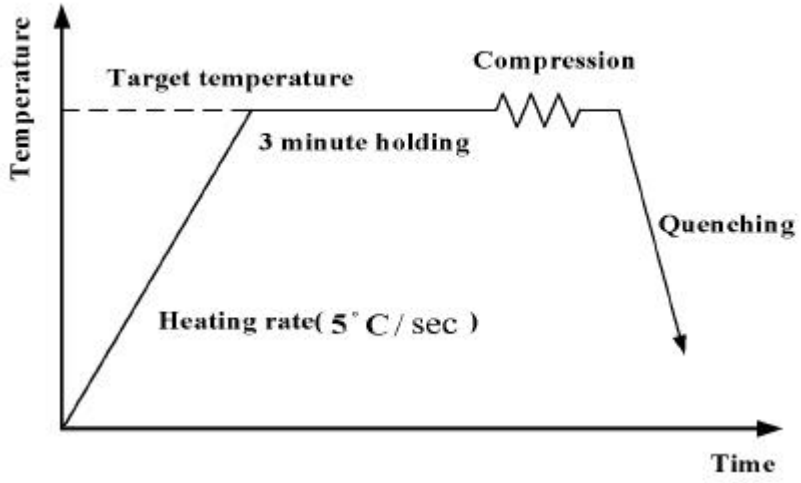


Fig. 4 Experimental method of single compression

실험 후 시편은 열간 변형에 의한 조직의 입자 변화를 관찰하기 위해 미세 연마하고 증류수(200ml), 피크린산(20mg) 그리고 계면활성제(20ml)로 혼합된 에칭액으로 부식하여 광학 현미경으로 관찰하였다. 이 에칭액은 마르텐사이트 조직의 입계면을 잘 부식시키는 것으로 알려져 있다.

3.1.2 입자 성장 실험

다양한 변형률 속도와 온도, 변형률에 따라 정적 및 준동적 재결정을 생성되게 하고, 평균 입자 크기와 입자 성장을 관찰하기 위해 실험을 수행하였다. 0.01/s, 1.0/s의 변형률 속도와 950℃, 1150℃의 목표온도와 10%, 20%, 30%의 압축에 의한 실험 조건에 따라 등온 압축을 실행하고 압축 완료 후 하중을 제거하고, 정적,

준동적 재결정 및 입자 성장과 입자 크기를 관찰하기 위해 변형률 속도 0.01/s에서는 5sec, 10sec, 100sec, 600sec와 변형률 속도 1.0/s에서는 5sec, 20sec, 100sec, 600sec동안 각각의 목표온도로 등온 유지시킨 후 질소 가스로 급냉을 하였다.

3.1.3 정적 및 준동적 연화 실험

정적, 준동적 재결정과 입자 성장에 따른 연화현상을 관찰하기 위해 실험을 수행하였다. Fig. 5에서와 같이 0.01/s, 0.1/s의 변형률 속도와 950℃, 1150℃의 목표온도와 10%, 20%의 압축조건에 의해 등온 압축을 실행하고 압축 완료 후 하중을 제거하고, 정적 및 준동적 연화를 발생시키기 위해 변형률 속도 0.01/s에서는 5sec, 10sec, 100sec, 600sec와 변형률 속도 0.1/s에서는 5sec, 20sec, 100sec, 600sec동안 각각의 온도로 등온 유지시킨 후 다시 50%까지 압축한 후 질소 가스로 급냉을 하였다.

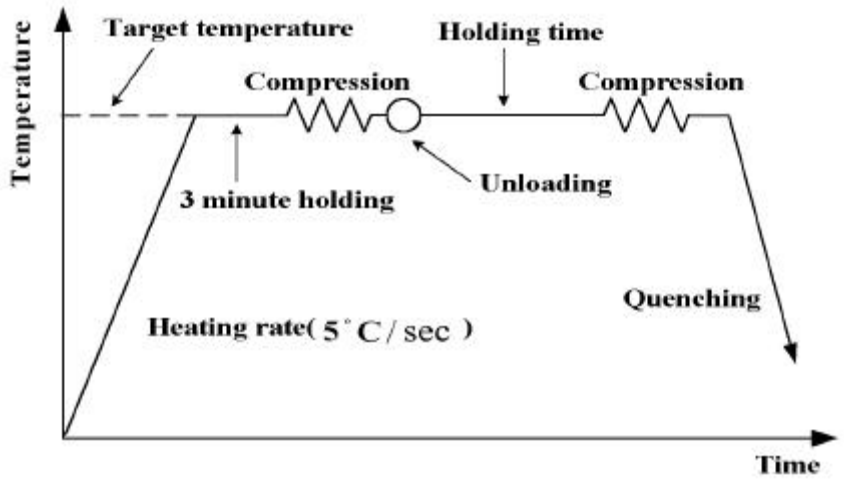


Fig. 5 Experimental method of double compressions

연화 실험을 통해서 유지시간, 초기 변형량, 온도, 변형률 속도에 따른 유동 응력 곡선을 얻었고, 유동 응력 곡선의 응력값들을 이용하여 유지 시간과 변형률, 변형률 속도, 온도의 영향에 따른 정적, 준동적 연화 현상을 연화 비율로써 비교하였

다.

$$FS = \frac{\sigma_m - \sigma_{y2}}{\sigma_m - \sigma_{y1}} \tag{3.1}$$

여기서, σ_m은 첫 번째 패스변형 직후의 응력값이고 σ_{y1}과 σ_{y2}는 각각 첫 번째 변형에서의 항복 응력과 두 번째 변형에서의 항복 응력값이다.

3.2 등속 압축 실험

기초 실험에서 구한 수학적 모델식을 이용하여 시뮬레이션한 결과와 등속 압축 실험 결과를 비교하기 위해서 등속 압축 실험을 수행하였다.

실험 방법은 Fig.5와 같이 기초 실험과 동일하며 실험 조건은 950℃, 1150℃의 목표온도와 1mm/s의 등속으로 16.7% 등온압축을 실행하고, 하중을 제거한 다음 각각 100sec, 600sec의 유지 시간동안 유지한 후 다시 20% 등온 압축을 실행한 후 급냉하였다.

등속 압축 실험으로 다양한 변형률 속도와 변형률에서 동적 재결정을 시편에 발생시키며, 초기 변형 후 유지시간 동안 유지하는 것은 정적, 준동적 연화와 입자 성장을 발생시키기 위함이며, 다시 등온 압축을 실행한 후 급냉하는 것은 입자 성장 후 다시 동적 재결정을 발생시켜서 기초 실험 범위 내에서의 온도, 변형률 속도, 변형률에서 평균 입자 크기 및 하중을 시뮬레이션에서의 결과와 비교하기 위함이다.

3.3 시뮬레이션

수치 해석적인 방법인 강소성 유한 요소법과 미세조직 변화 예측 모델을 연계하여 해석을 수행하였다. 시편이 원통형이므로 축대칭으로 해석하였으며, Fig. 6에서와 같이 소재의 요소(element)의 수는 238개이고, 상부 다이만 이동하고, 하부 다이는 고정이며, 등속 압축 실험 결과와 비교하기 위해서 3.2절의 등속 압축실험 조건과 동일하게 해석을 수행하였다.

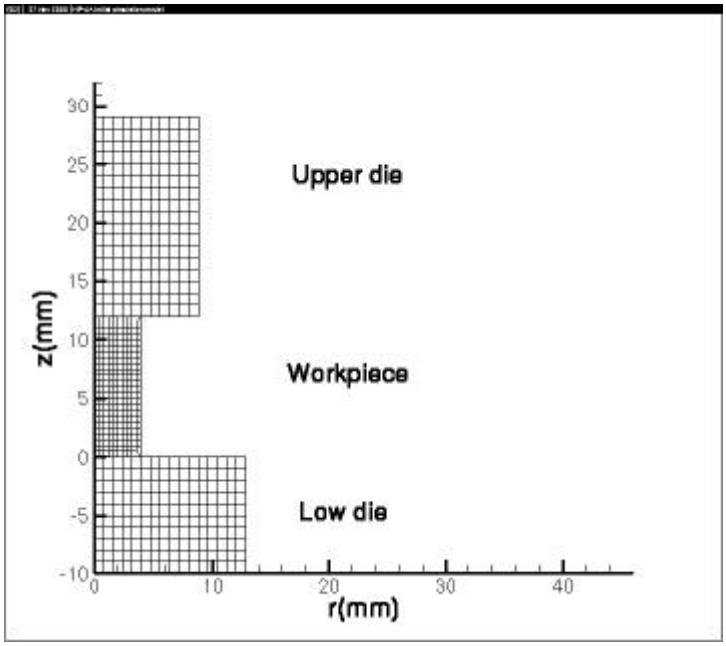


Fig. 6 Initial finite element mesh for the simulation

변형 동안 동적 재결정이 발생하고, 매 단계마다 동적 재결정 분율, 동적 재결정 크기, 평균 결정립 크기를 구하기 위해서 해석을 수행하였다. Fig. 7에서와 같이 하나의 요소에 대해서 변형 중 동적 재결정이 일어나는 영역(X_j)과 일어나지 않는 영역$(1-X_j)$을 동적 재결정 분율(X_{dyn})에 의해서 각각 나타내며, X_j, $(1-X_j)$ 영역에 대해서 동적 재결정 분율로 변형률을 다시 분배하여 다음 스텝의 초기 변형률로 하였다. 다음 스텝에서 동적 재결정이 발생하면 동적 재결정 분율에 의해 $X_i=(1-X_j)\times X_{dyn}$으로 다시 정의하고, 전 스텝에서 재결정이 일어나지 않은 영역을 부영역$(1-X_j)$으로 하여 다시 $(X_j=\sum X_i)$영역과 $(1-\sum X_i)$ 영역으로 나누고 다시 변형률을 계산하였다.

변형 후 하중을 제거하면, 정적 재결정과 입자 성장이 발생한다. 이 때 정적 재결정 모델과 입자 성장 모델을 적용하여 정적 재결정 완료 후 스텝에서의 평균 입자 크기를 초기 입자 크기로 하고, 재결정 완료시간 후 남은 시간 동안 입자 성장을 계산하였다. 다시 변형을 발생시키면 성장한 입자를 초기 입자 크기로 정의하고, 동적, 정적 재결정과 입자 성장에 의해서 잔류 변형률이 제거되었다고 가정

하여 동적 재결정 분율에 의해서 평균 입자 크기와 재결정 크기를 계산하였다.

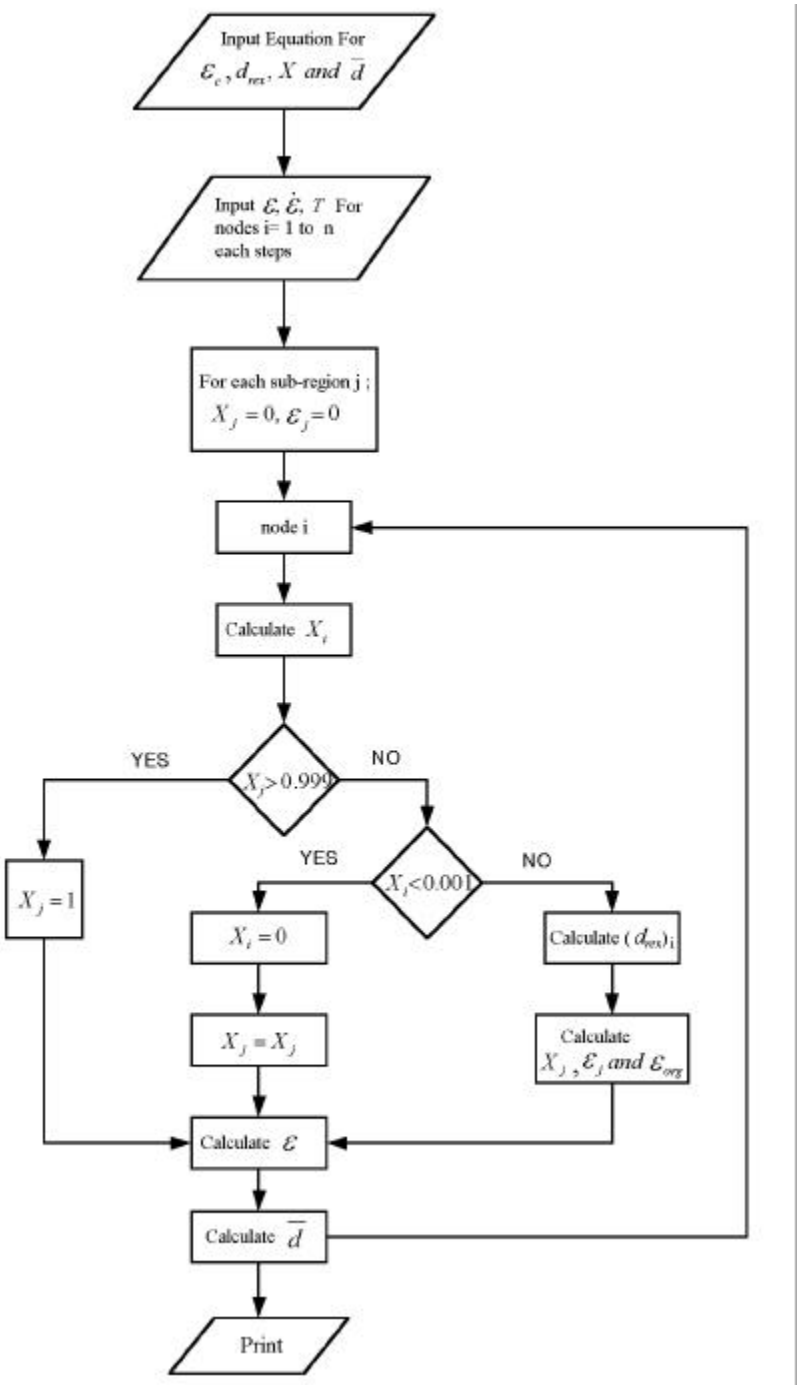


Fig. 7 Flow chart for microstructure simulation

4. 결과 및 고찰

4.1 유동 곡선 모델링

4.1.1 구성식 정량화

고온 유동 곡선에서 변형률(ε), 온도(T), 변형률 속도($\dot{\varepsilon}$), 활성화 에너지(Q)는 유동 응력 곡선을 표현하는데 이용되고, 활성화 에너지는 Zener-Hollomon 파라미터와 Arrhenius 형태의 방정식으로부터 구할 수 있다.

등온 응력-변형률 관계에서 응력은 Zener-Hollomon 파라미터를 통해 온도와 변형률 속도에 의존한다[5].

$$\sigma = f(Z, \varepsilon) \tag{4.1}$$

여기서 $Z = \dot{\varepsilon} \cdot \exp(\frac{Q}{RT})$은 Zener와 Hollomon에 의해 처음 제시되었고[5], Q는 열간 변형동안의 활성화 에너지(activation energy, $Jmol^{-1}$)이며, T는 절대 온도(K), R은 가스상수(gas constant, $8.314\ Jmol^{-1}K^{-1}$)이다.

변형률 속도, 온도, 응력, 활성화 에너지로 구성된 Arrhenius형태의 방정식은 다음 3가지의 형태로 표현되고 고온 유동 거동을 표현하는데 가장 적합한 식들이다. 이러한 3가지의 구성 방정식들은 재료와 실험 조건에 따라서 구성식을 선택해야 한다.

$$\dot{\varepsilon} = A' \exp(n'\sigma) \cdot \exp(-\frac{Q}{RT}) \quad \text{(exponential law)} \tag{4.2}$$

$$\dot{\varepsilon} = A''\sigma^{n''} \cdot \exp(-\frac{Q}{RT}) \quad \text{(power law)} \tag{4.3}$$

$$\dot{\varepsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^{n} \cdot \exp(-\frac{Q}{RT}) \quad \text{(hyperbolic law)} \tag{4.4}$$

여기서, A, A', A'', α는 상수이며, n, n', n''은 변형률 속도 민감도이다.

Arrhenius 방정식들을 실험값들과 비교한 결과 지수 법칙(4.2)은 n'값이 저온에

서는 일정하나 고온에서는 값이 높아져 전 온도 범위에서의 오차가 많이 발생하였고, 멱수법칙(4.3)은 n''값이 고온에서는 일정하나 저온일수록 값이 높아져 전 온도 범위에서의 오차가 많이 발생하였다. 하이퍼볼릭 사인 법칙은 전 온도 범위에서 변형률 속도 민감도 n값이 일정하게 나타났다. 그러므로 구성식을 하이퍼볼릭 사인 법칙으로 선택하였다. 선택된 구성식인 하이퍼블릭 법칙(4.4)은 다른 두 식 (4.2), (4.3)보다 응력과 Z 사이가 더 밀접한 것으로 알려져 있다[4].

응력과 Z 사이의 관계는 Sellars와 Tegart[5]에 의해 제안되었고, Zener-Hollomon 파라미터와 구성방정식 (4.4)와의 관계를 이용하여 아래의 식으로 표현하였다.

$$Z = \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A\,[\sinh(\alpha\sigma)]^{n} \tag{4.5}$$

하이퍼블릭 법칙에서 계수 α와 n은 하나의 값이 아니다. 그래서, 최상의 유동 응력 곡선을 피팅하기 위한 최적의 값을 찾아야 한다. 여기서, α를 0.012 (MPa^{-1})으로 사용하였다[6].

변형율 속도 0.01/s, 0.1/s, 1.0/s, 온도 950℃, 1050℃, 1150℃와 α=0.012(MPa^{-1})의 실험 조건에 의한 유동 응력 곡선에서 임의의 변형률에서의 응력을 식 (4.6)에 대입하여 기울기인 변형률 속도 민감도 n값을 계산할 수 있다.

$$\ln \dot{\varepsilon} = n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] + C \tag{4.6}$$

Fig. 8에서는 응력과 변형률 속도에 대한 각각의 온도로부터 기울기인 n값을 구한 후 평균값으로 나타내었고, 각각의 기울기가 실험 온도 조건 범위 안에서는 일정함을 나타내고 있다. Fig. 9는 변형량에 따른 평균 기울기 n값을 도시하였으며 어느 변형률 이후부터는 일정한 n=4.046을 나타내었다.

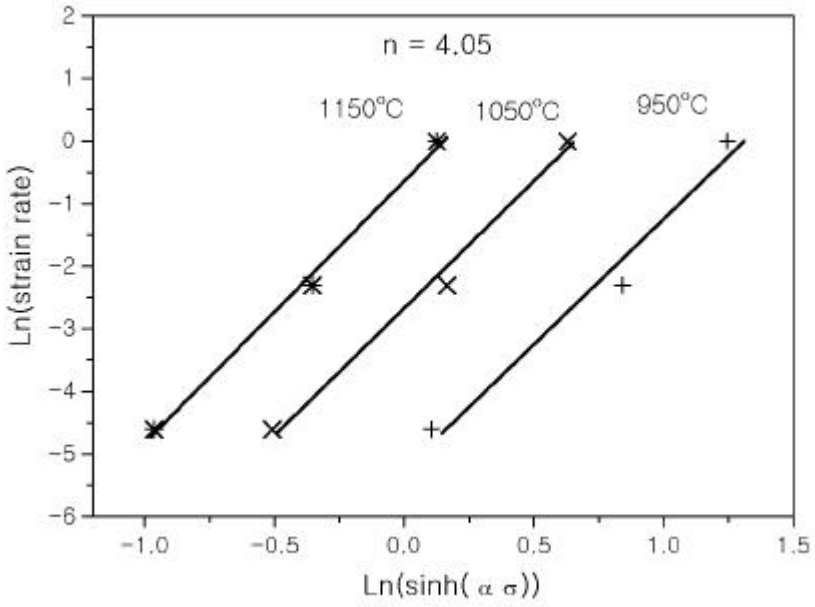


Fig. 8 Stress vs Strain rate at various temperature by hyperbolic law

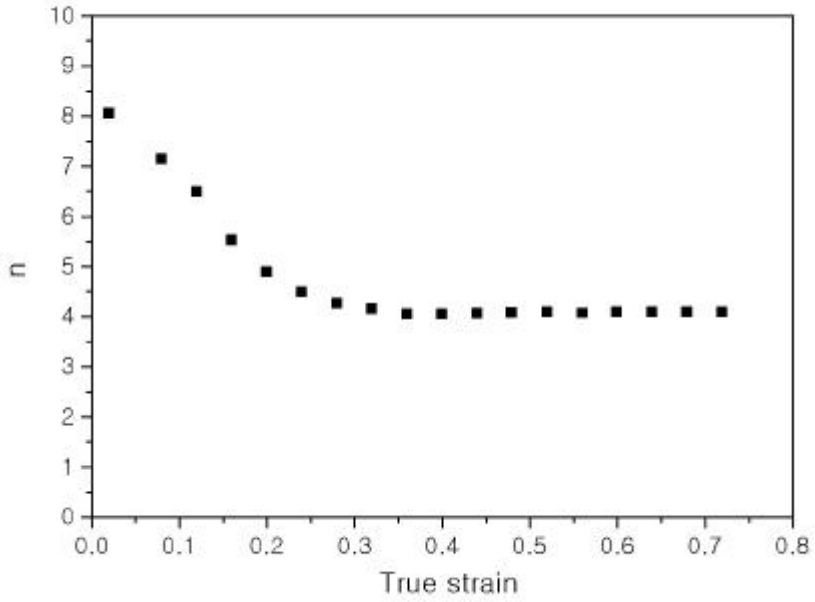


Fig. 9 Strain dependence of strain rate sensibility(n)

열간 가공에서의 활성화에너지는 고온 유동 곡선을 피팅에 사용되며, 일정 변형 속도 하에서는 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$와 $\frac{1}{T}$의 관계에서 구할 수 있다.

식 (4.5)에 ln를 취하면 $\ln A + n\ln[\sinh(\alpha\sigma)] = \ln\dot{\varepsilon} + \frac{Q}{RT}$가 되고 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] = \frac{Q}{nRT} + (\frac{\ln\dot{\varepsilon} - \ln A}{n})$가 되어 결국 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] = \frac{Q}{nRT}$ +C(상수)로 얻어져 앞에서 구한 α, n, R을 식에 대입하면 각각의 변형률 속도에서 온도에 대한 기울기로부터 Q값을 구할 수 있다. Fig. 10은 응력과 온도에 대해 각각의 변형률 속도에 대한 기울기의 평균값을 도시하였고, 이 평균값은 n, R값이 포함된 값이므로 기울기에 n, R을 대입하여 활성화 에너지를 구할 수 있다. Fig. 11은 임의의 변형률에서 활성화에너지를 구한 값들을 도시하였다. 여기서 어느 변형률 이후부터는 활성화 에너지가 일정해지고, 일정한 값 Q=330(kJ/mole)을 구하였다. C-Mn강에 대해 Sellars[1]는 활성화에너지를 312(kJ/mole)의 활성화 에너지를 제안하였다. 금형강의 금속 합금 성분이 C-Mn 강과 다르기 때문에 약간의 차이가 보였다.

식 (4.5)에 앞에서 구한 α, n, Q를 대입하여 Fig. 12에 도시하였고, 이것은 변형률 속도, 온도, 변형률을 모두 고려한 것으로써 다시 회귀분석한 결과 n=4.041로 n=4.046과 거의 일치하는 값이었다. 따라서 하이퍼볼릭 법칙으로 가장 적합한 구성 방정식을 식 (4.7)과 같이 표현할 수 있었다.

$$\dot{\varepsilon} = 6.956\times10^{11}[\sinh(0.012\sigma)]^{4.046}\exp(-\frac{Q}{RT}) \quad (0.01 \le \dot{\varepsilon} \le 1.0) \qquad (4.7)$$

온도, 변형률 속도, 응력의 관계를 하이퍼볼릭 법칙으로 설명하였고, 활성화 에너지를 정량화를 하였다.

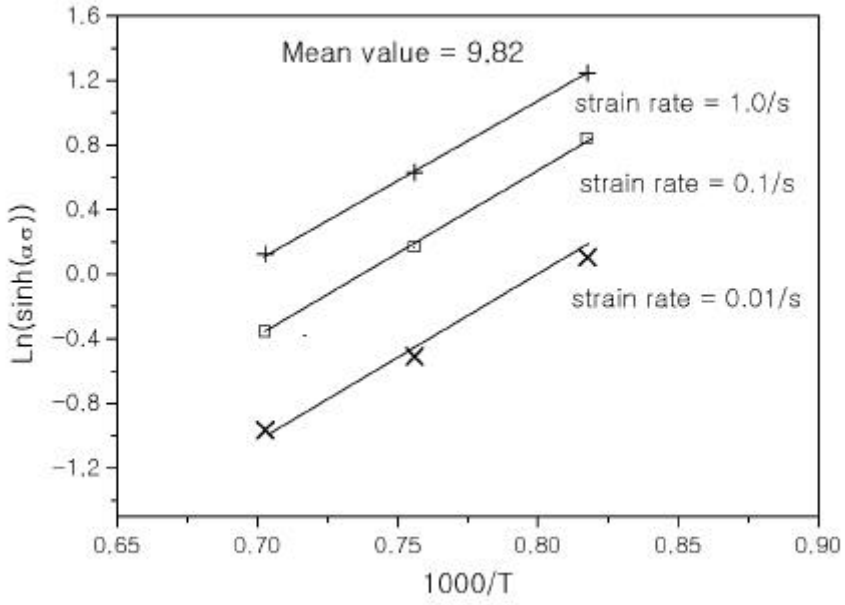


Fig. 10 $\sinh(\alpha\sigma)$ vs temperature at various strain rate

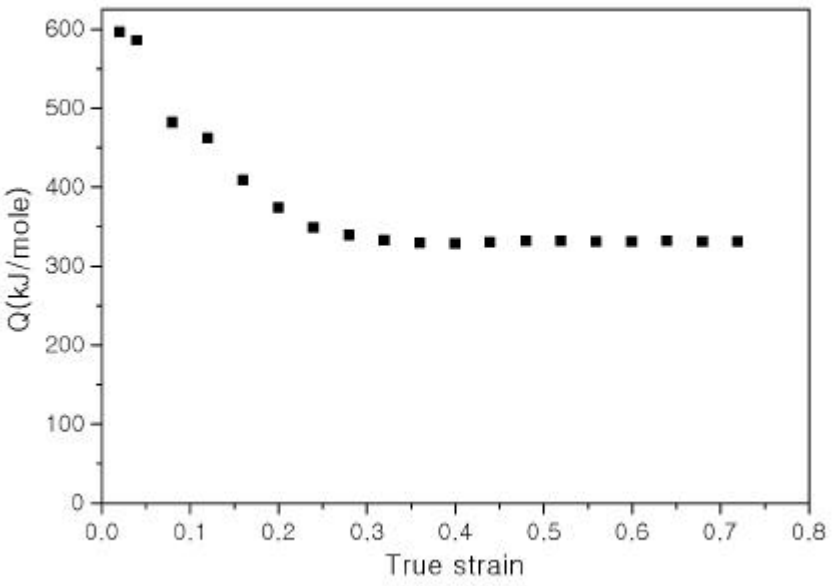


Fig. 11 Strain dependence of activation energy(Q)

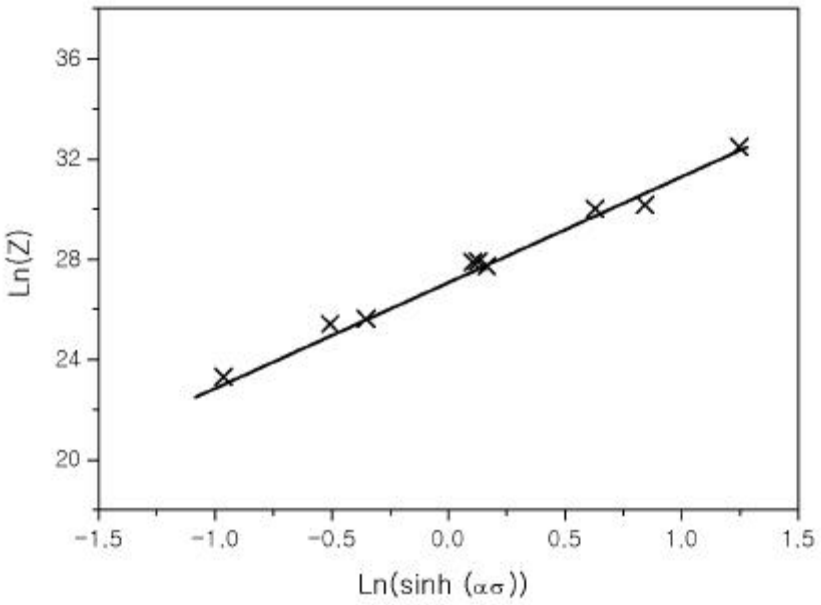


Fig. 12 Dependence of sinh(ασ) on Zener-Hollomon parameter

4.1.2 유동 응력 곡선 모델링

열간 가공시 발생하는 가공경화와 회복, 동적 재결정의 현상을 고려하여 유동 응력 곡선을 모델링하였다[6].

$$\sigma = \sigma_e - \Delta\sigma \tag{4.8}$$

$$\sigma_e = \sigma_p [1 - \exp(-C\varepsilon)]^m \qquad (\varepsilon < \varepsilon_p) \tag{4.9}$$

$$\Delta\sigma = (\sigma_p - \sigma_{s)} [1 - \exp(-k(\frac{\varepsilon - \alpha\varepsilon_p}{\varepsilon_p})^{m'})] \qquad (\varepsilon > \alpha\varepsilon_p) \tag{4.10}$$

Fig. 13에서 σ_e는 가공경화와 회복이 발생하는 영역이며, $\Delta\sigma$는 동적 재결정에 의한 동적 연화가 발생하는 영역이다.

따라서, 유동 응력식의 완전한 형태는 식(4.11)과 같이 표현된다[6].

$$\sigma = \sigma_p [1 - \exp(-C\varepsilon)]^m - (\sigma_p - \sigma_s)[1 - \exp(-k(\frac{\varepsilon - \alpha\varepsilon_p}{\varepsilon_p})^{m'})] \quad (4.11)$$

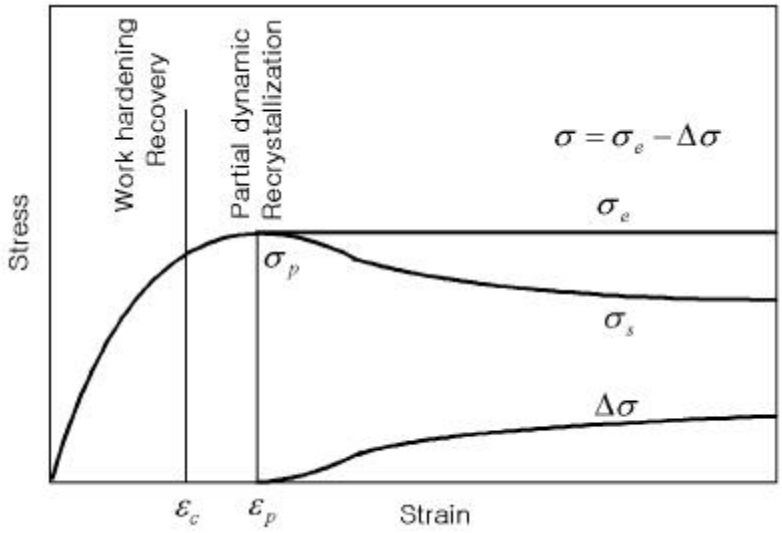


Fig. 13 Schematic view of the effect on dynamic softening

고온 변형중 재결정의 발생은 최대 응력이 발생하기 전의 임계변형률($\alpha\varepsilon_p$)에서 발생하며[6] 미세조직 사진으로는 정확히 관찰하지 않았으나 α를 참고 문헌[6], [7]에서는 0.95, [8], [21]에서는 5/6, [2]에서는 0.8로 사용하였다.

위 식의 파라미터 c, m, k, m'은 온도, 변형률 속도에 따라 비선형 최소자승법으로 구했고, 각각의 파라미터를 온도, 변형률 속도, 활성화 에너지, 무차원 파라미터 Z/A로 함수화함으로써 하나의 유동 곡선으로 표현하였다.

$$C = 15.83\ \dot{\varepsilon}^{-0.2248} \exp(\frac{-0.0277Q}{RT}) \quad (4.12)$$

$$m = 0.478\ \dot{\varepsilon}^{-0.0449} \exp(\frac{-0.00871Q}{RT}) \quad (4.13)$$

$$k = 0.93 + 0.136(\frac{Z}{A}) \quad (4.14)$$

$$m' = 0.202\ \dot{\varepsilon}^{0.174} \exp\left(\frac{-0.0955Q}{RT}\right) \tag{4.15}$$

$$\varepsilon_p = 0.07\ \dot{\varepsilon}^{0.176} \exp\left(\frac{-0.0513Q}{RT}\right) \tag{4.16}$$

$$\varepsilon_c = 0.8\varepsilon_p$$

$$\sigma_p = 0.66\ \dot{\varepsilon}^{0.367} \exp(-5.618\varepsilon_p) \exp\left(\frac{0.234Q}{RT}\right) \tag{4.17}$$

$$\sigma_s = 67.3 + 13.35\ln\left(\frac{Z}{A}\right) + 0.92\left(\ln\left(\frac{Z}{A}\right)\right)^2 \tag{4.18}$$

식 (4.12) (4.18)을 유동 응력 곡선식인 (4.11)에 대입하여 모델링된 하나의 고온 유동 곡선과 실제 실험에서 구한 데이터를 비교하여 Fig. 14 16에 도시하였으며, 상당히 근사한 결과를 얻을 수 있었다.

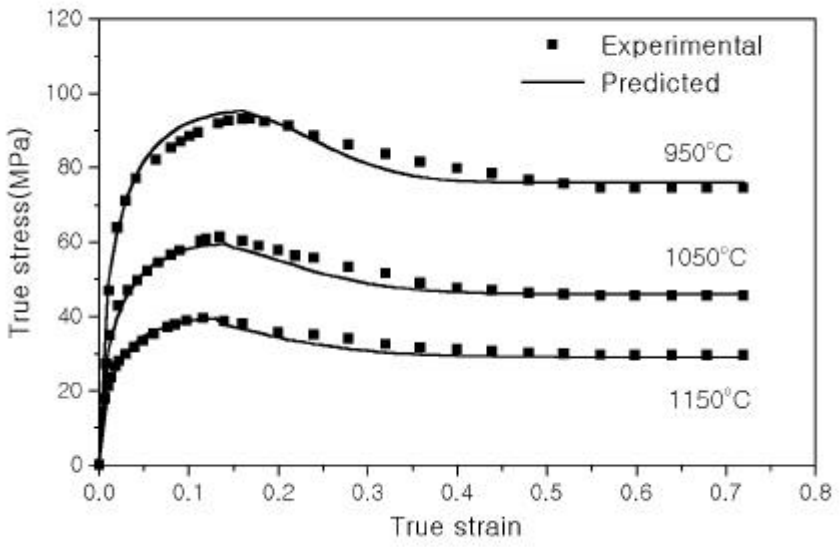


Fig. 14 Experimental and predicted flow curves $\dot{\varepsilon}$=0.01/s

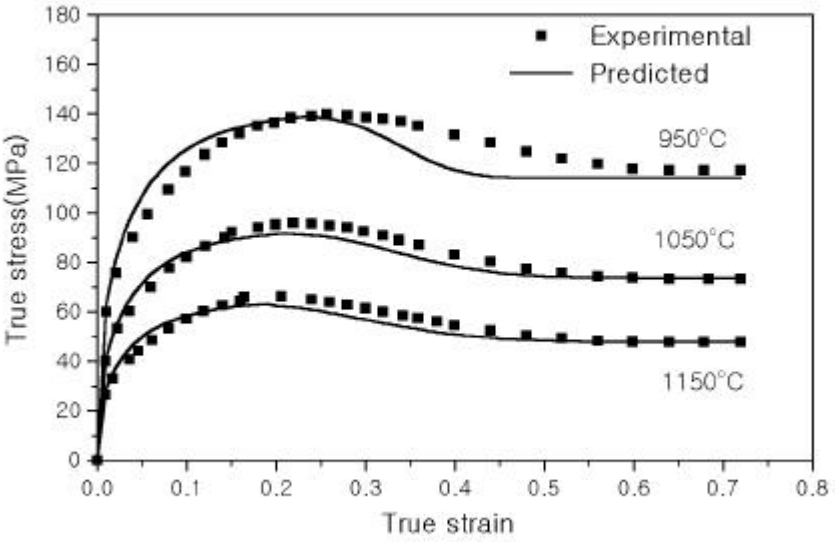


Fig. 15 Experimental and predicted flow curves for $\dot{\varepsilon}$=0.1/s

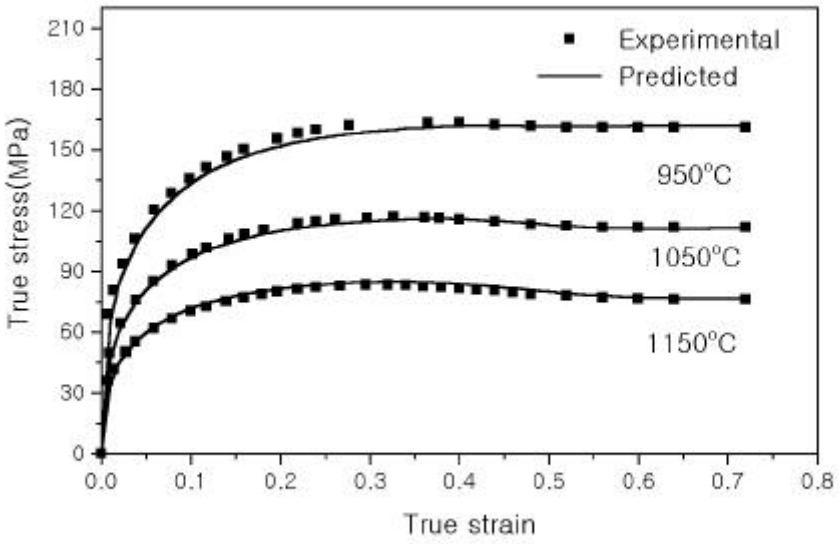


Fig. 16 Experimental and predicted flow curves for $\dot{\varepsilon}$=1.0/s

4.1.3 재결정 및 입자 성장 모델링

동적 재결정이 일어나는 부분에서의 미세조직을 관찰하고, 변형률에 따라서 동적 재결정이 어느 정도 발생했는가를 식(4.10)의 형태로써 동적 재결정 분율을 표현할 수 있다. 식(4.10)은 동적 연화에 의해서 응력이 감소하는 부분에 대해 표현한 식이다. 변수들은 무차원 파라미터로 표현하였고 변형률, 변형률 속도, 온도에 대해 동적 재결정 분율이 달라짐을 알 수 있었다.

$$X_{dyn} = [1 - \exp(-k(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_c})^{m'}] \tag{4.19}$$

$$k = 0.654 + 0.146 \ln(\frac{Z}{A}) \tag{4.20}$$

$$m' = 1.4737 - 0.1107 \ln(\frac{Z}{A}) \tag{4.21}$$

실험된 동적 재결정된 입자 크기를 미세조직 관찰하여 식(4.22)를 구할 수 있었고 변형률 속도와 온도에 대해 동적 재결정 입자 크기가 달라짐을 알 수 있었다.

$$d_{rex} = 1.2 \cdot 10^4 Z^{-0.21} \tag{4.22}$$

동적 재결정이 생성되면 초기 입자와 재결정 입자가 혼재해 있다. 초기 입자와 동적 재결정 입자를 재결정 분율을 이용하여 평균 입자를 구하였다. 동적 재결정 분률, 동적 재결정 입자크기, 초기 입자 크기로부터 평균 입자 크기를 아래의 식으로 계산하였다. 이 식은 재결정이 발생한 면적에서 재결정수와 재결정이 발생하지 않은 면적에서 초기 입자수를 고려하여 면적에서 개수를 나누어서 평균입자를 구하였다.

$$\overline{D} = \sqrt{\frac{D_o^2 d_{dyn}^2}{D_o^2 X_{dyn}^2 + d_{dyn}^2 (1 - X_{dyn})^2}} \tag{4.23}$$

Sellars[2]는 C-Mn 강에 있어서 정적 재결정 분율과 정적 재결정 크기, 입자 성장식을 아래와 같이 표현하였다.

$$X = 1 - \exp[-\ln 2 \cdot (\frac{t}{t_{0.5}})^2] \tag{4.24}$$

$$t_{0.5} = 2.5 \cdot 10^{-19} d_{ini}^2 \varepsilon^{-4} \exp(\frac{300000}{RT}) \qquad \varepsilon \leq 0.8\varepsilon_p \tag{4.25}$$

$$t_{0.5} = 1.06 \cdot 10^{-5} Z^{-0.6} \exp(\frac{300000}{RT}) \qquad \varepsilon \geq 0.8\varepsilon_p \tag{4.26}$$

X는 정적 재결정 분율을 나타내고, $t_{0.5}$는 50% 재결정이 일어나는데 걸리는 시간이다.

$$d_{rex} = 0.5 d_{ini}^{0.67} \varepsilon^{-1} \quad (\mu m), \qquad (\varepsilon \leq \varepsilon^*) \tag{4.27}$$

$$d_{rex} = 1.8 \cdot 10^3 Z^{-0.15} (\mu m), \qquad (\varepsilon \geq \varepsilon^*) \tag{4.28}$$

여기서, $\varepsilon^* = 0.57\ d_{ini}^{0.17} \varepsilon_p$이다.

$$d^{10} = d_{rex}^{10} + 5.02 \cdot 10^{53} t \exp(\frac{-914000}{RT}), \qquad T \leq 1273\ (K) \tag{4.29}$$

$$d^{10} = d_{rex}^{10} + 3.87 \cdot 10^{32} t \exp(\frac{-400000}{RT}), \qquad T \geq 1273\ (K) \tag{4.30}$$

d_{rex}는 정적 재결정 입자 크기이며, d는 성장한 입자 크기를 나타낸다.

Sellars에 의해 제시된 식들은 정적과 준동적 재결정에 따라 정적 재결정 분율이 달라짐을 알 수 있고, 온도에 따라서도 입자 성장식이 달라짐을 알 수 있었다.

고온에서 변형을 받은 후 하중을 제거하고 시간이 지나면 변형의 정도에 따라 정적, 준동적 재결정이 발생하고, 입자 성장이 된다. 고온에서는 특히 정적, 준동적 재결정이 매우 빠르게 일어난다[13].

3.1.2절의 입자 성장 실험에 의해 입자 크기를 관찰하였다. 입자 성장은 시간과 온도, 초기 입자의 크기에 따라 입자 성장이 달라진다. 다양한 변형률, 온도, 변형률 속도의 실험에 의한 시편에서 유지 시간에 따라 평균 입자 크기를 미세 조직 사진을 관찰하여 식(4.31)을 구하였다. Fig. 17에서는 다양한 온도와 초기입자 크기에 따른 입자 성장을 실험과 예측한 결과를 비교하여 도시하였다.

$$\overline{D}^3 = D_o^3 + 1.8 \cdot 10^{16} t \exp\left(-\frac{Q}{R T}\right) \tag{4.31}$$

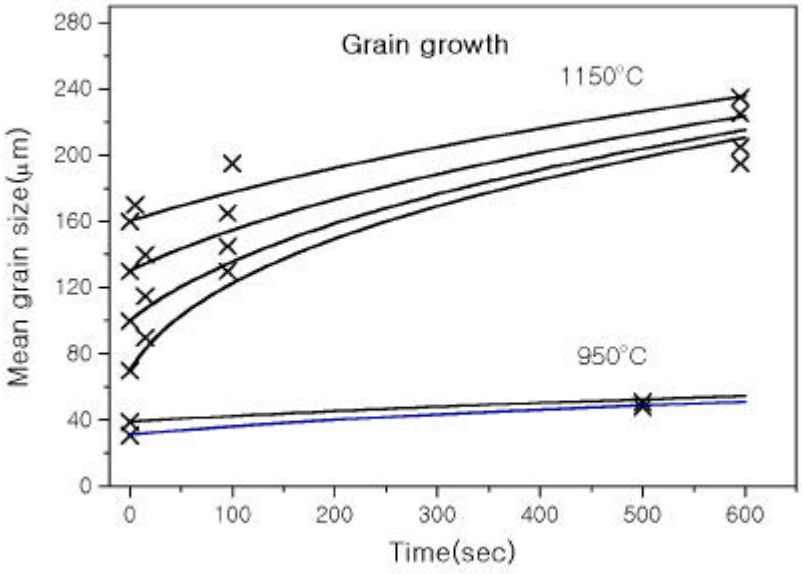


Fig. 17 Experimental and predicted grain growth curves at 950℃ and 1150℃

4.2 기초 실험 결과 및 고찰

4.2.1 동적 재결정 실험 고찰

동적 재결정의 발생에 주원인이 되는 온도, 변형률 속도, 변형률에 따라 입자 크기와 재결정 분율을 고찰하였다.

동적 재결정 실험에서의 조직 사진을 관찰해 보면 동적 재결정의 입자 크기와 재결정 분율은 온도, 변형률 속도, 변형률에 따라 다르다(Photo 1 6). Photo 1은

온도 950℃, 변형률 속도가 0.01/s이지만 같은 조건에서 변형률 속도가 빠른 Photo 4와 비교해 보면 동적 재결정 입자 크기가 변형률 속도가 빠른 것이 작았다. Photo 3과 Photo 6을 비교해 보면 온도 1150℃에서 변형률 속도가 0.1/s와 1.0/s로써 변형률 속도가 다르므로 변형률 속도가 빠른 Photo 6에서의 동적 재결정 입자 크기가 더 작음을 관찰할 수 있었다. Photo 4 6을 관찰해 보면 동일한 변형률 속도에서 온도에 따라 재결정 입자 크기가 달라짐을 알 수 있었다. 실험에 의한 미세조직 관찰로써 다음과 같이 알 수 있었다. 온도가 높을수록 평균 입자가 크고 동적 재결정 입자 크기도 커지며, 식(4.22)에서와 같이 동일 온도에서 변형률 속도가 클수록 동적 재결정 입자는 작아지고 변형률이 클수록 동적 재결정 분율이 커진다. 이러한 공정변수들이 여러 가지로 혼재해 있을 때를 살펴보면, Photo 4에서 온도 950℃, 50% 압축에서는 변형률 속도가 1.0/s일 때는 변형이 많고, 변형률 속도도 빠르지만 변형률 속도에 비해 온도가 낮으므로 동적 연화보다는 가공 경화가 많이 일어나서 조직이 반경 방향으로 연신되었고, 재결정 입자 크기는 매우 작게 나타나 있었으므로 각각의 온도에 대한 어느 이상의 변형률 속도에서는 동적 재결정에 의한 연화와 가공경화가 혼재하여 일어남을 알 수 있었다.

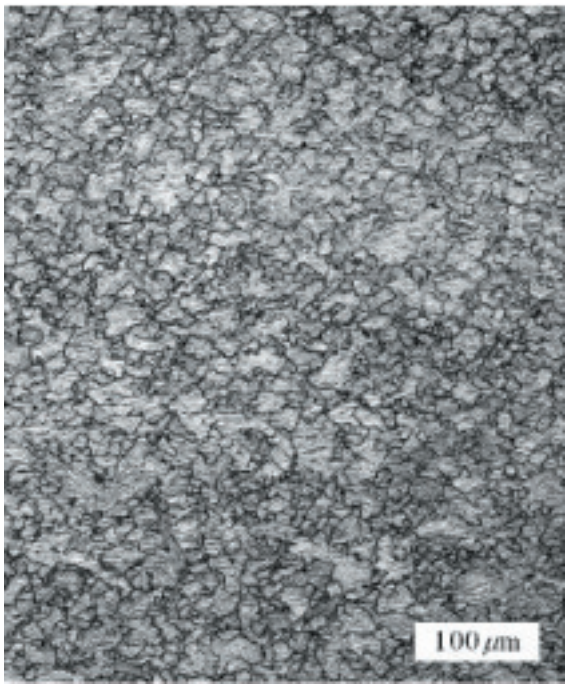


Photo 1 Microstructure of 50% compressed specimen at 950℃ and $\dot{\varepsilon}$=0.01/s

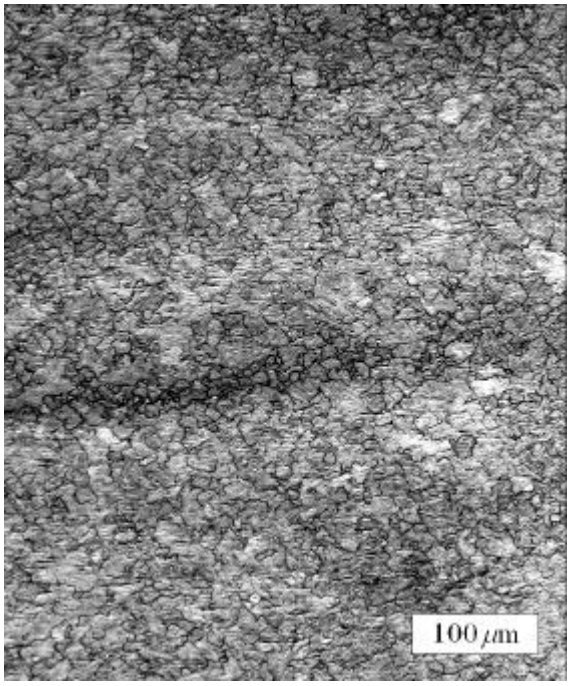


Photo 2 Microstructure of 50% compressed specimen at 1050℃ and $\dot{\varepsilon}$=0.1/s

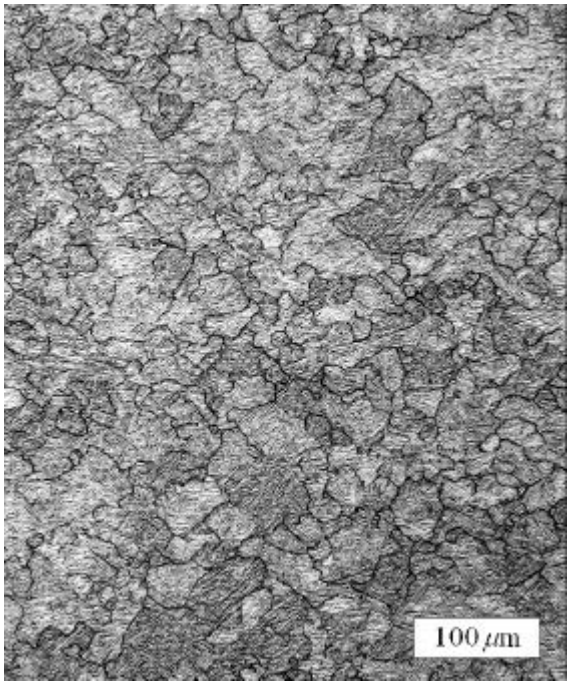


Photo 3 Microstructure of 50% compressed specimen at 1150℃ and $\dot{\varepsilon}$=0.1/s

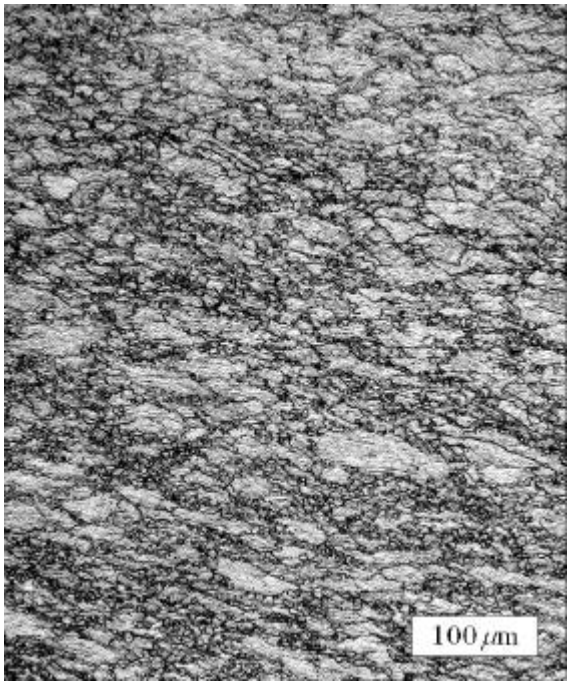


Photo 4 Microstructure of 50% compressed specimen at 950℃ and $\dot{\varepsilon}$=1.0/s

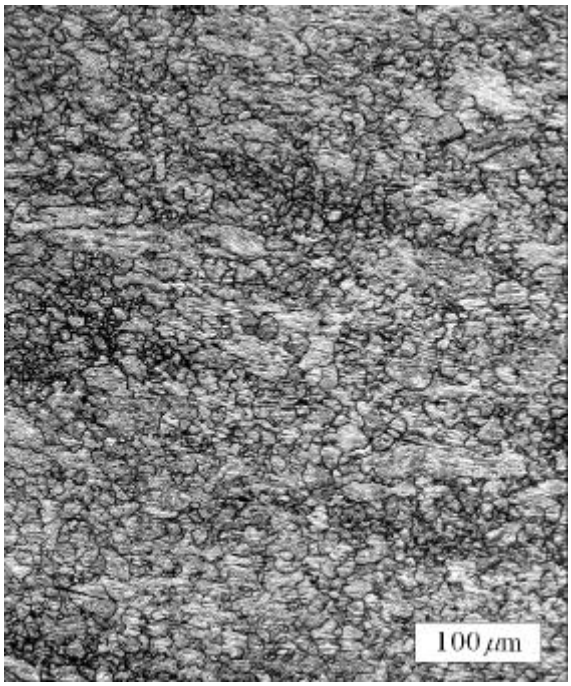


Photo 5 Microstructure of 50% compressed specimen at 1050℃ and $\dot{\varepsilon}$=1.0/s

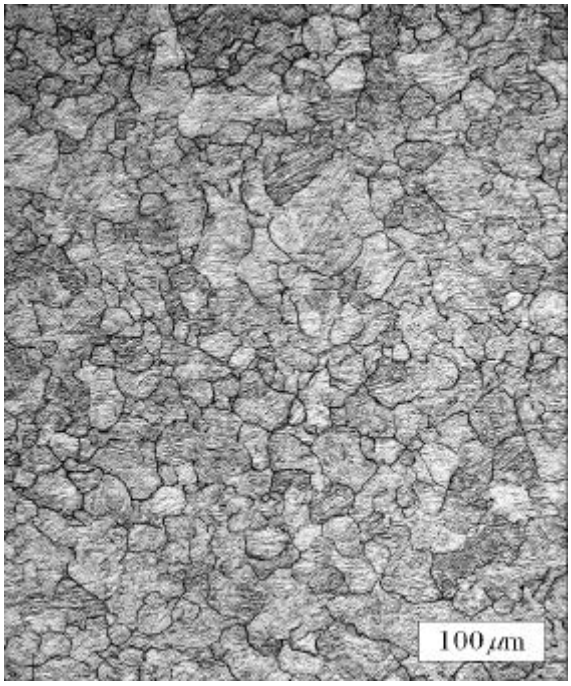


Photo 6 Microstructure of 50% compressed specimen at 1150℃ and $\dot{\varepsilon}$=1.0/s

단조된 시편과 주조된 시편을 이용하여 압축 실험을 실시하였다. Fig. 18 20는 주조시편과 단조시편의 유동 응력 곡선을 비교하여 나타내었는데, 그림에서 알 수 있듯이 단조된 시편과 주조된 시편의 고온 유동 응력 곡선의 최대 응력이 발생하는 변형률은 비슷하였고, 최대 응력에서는 단조 시편이 주조 시편보다 평균 6.5% 정도 높게 나타났다. 주조 조직은 단조 조직보다 조직이 불균일하여 단조 조직이 주조 조직보다 강도가 높음을 알 수 있었다. 또한 변형률 속도가 $0.1s^{-1}$이하에서는 재결정에 따른 연화가 크게 나타났으며 $0.1s^{-1}$이상에서는 가공경화의 영향이 증가하여 유동 응력이 완만히 감소하였다. Photo 7 8의 조직 사진 관찰에서 주조 조직에서는 Photo 1 6의 단조 조직 사진에 비해 많은 기공과 불균일한 조직이 관찰되었고, 재결정이 일어나지 않은 부분도 나타나 재결정도 불균일하게 나타났다. 유동 응력 곡선과 미세조직 사진의 관찰로써 단조 조직의 균질성과 강도에 대해 우수성을 확인할 수 있었다.

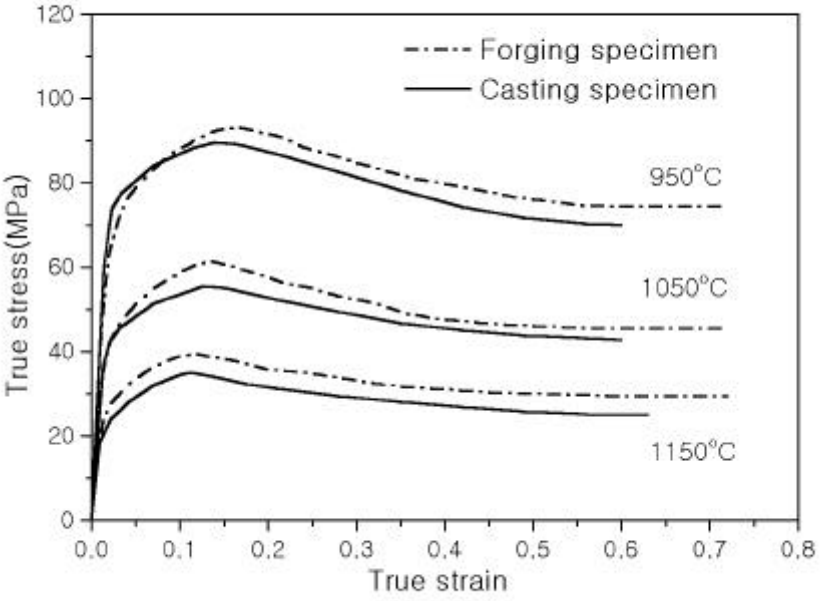


Fig. 18 Comparison of flow curves at $\dot{\varepsilon}$=0.01/s

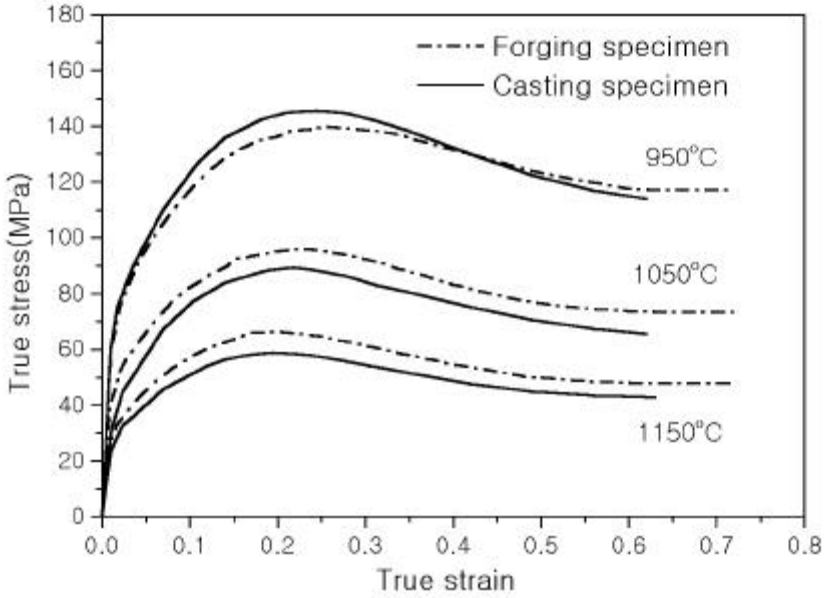


Fig. 19 Comparison of flow curves at $\dot{\varepsilon}$=0.1/s

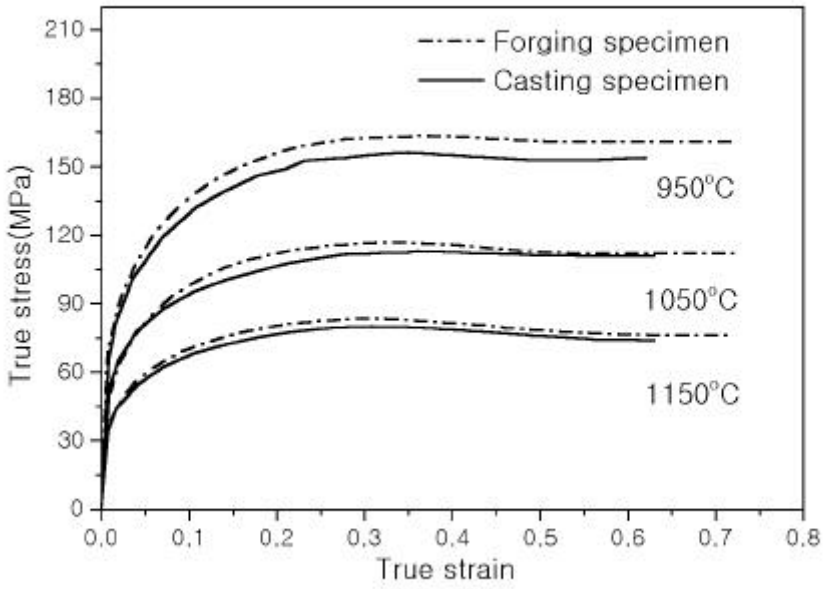


Fig. 20 Comparison of flow curves at $\dot{\varepsilon}$=1.0/s

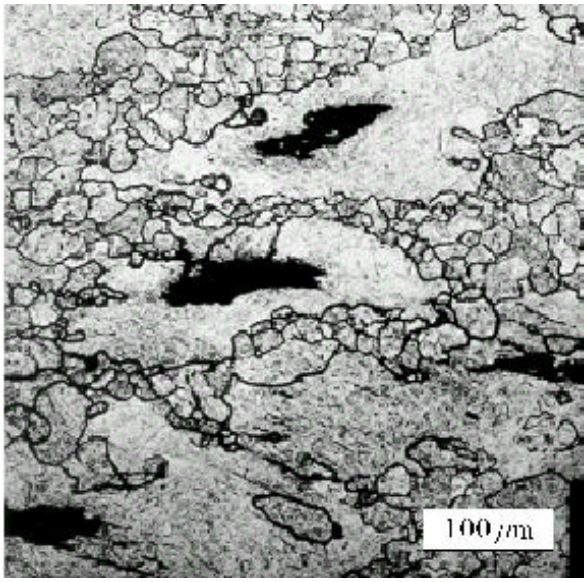


Photo 7 Microstructure of 50% compressed casting specimen at 1050℃ and $\dot{\varepsilon}$=1.0/s

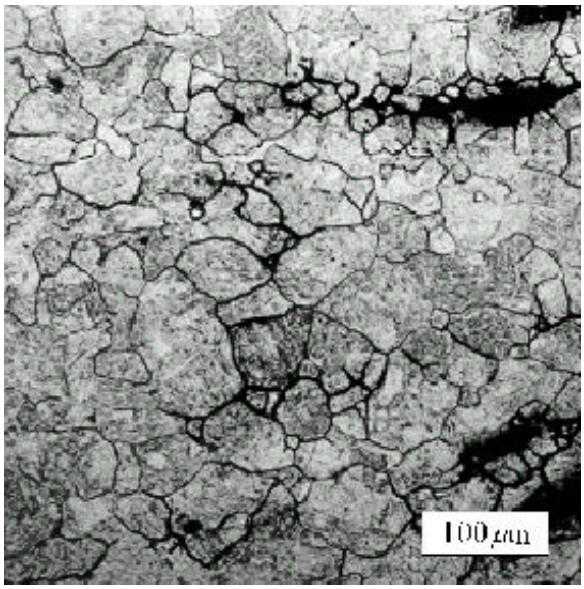


Photo 8 Microstructure of 50% compressed casting specimen at 1150℃ and $\dot{\varepsilon}$=1.0/s

4.2.2 입자 성장 실험 고찰

3.1.2절의 입자 성장 실험에 의한 초기 입자, 온도, 유지시간에 따라 입자 성장을 고찰하였다. 이것은 초기 변형에 의해 정적 및 준동적 재결정을 유지 시간에 따라 발생시키고 재결정 완료 후 입자 성장을 관찰하였다. 정적, 준동적 재결정의 발생에 주원인이 되는 온도, 변형률 속도, 변형률, 유지 시간에 의해 Photo 9 16의 관찰로써 평균 입자 크기와 입자 성장을 고찰하였다.

조직 사진 관찰에 의해 압축 실험이 완료 후 유지시간 5초의 미세 조직 사진을 관찰해 보면 동일 온도, 변형률에서 변형률 속도가 빠를수록 평균 입자 크기가 작게 나타나고, 동일 온도, 변형률 속도에서 변형률이 클수록 평균 입자 크기가 작게 나타났다. 정적, 준동적 재결정이 완료 후 입자들은 균일한 크기로 관찰되었으며 입자가 유지시간이 길어질수록 입자 성장이 관찰되었다.

Photo 9 12는 실험 조건이 950℃, 변형률 속도 $\dot{\varepsilon}$=1.0/s, 압하률이 20%일 때이

다. 온도 950℃에서는 정적 재결정이 1150℃에 비해 매우 늦게 발생하는 함을 알 수 있었다. Photo 13 16의 조직 사진은 실험 조건이 1150℃, 변형률 속도 $\dot{\varepsilon}$ =1.0/s, 압하률이 20%일 때이다. 재결정이 온도 950℃보다 빨리 발생하여 입자 성장이 일어남을 확인할 수 있었다. 참고 문헌 [4]에서 C-Mn강에 대해 Sellars는 온도 950℃에서는 100초, 1150℃에서는 5초 부근에서 정적 재결정이 완료된다고 언급하였다. 정적 재결정은 동적 재결정에 비해 입자 크기가 크게 나타나고 있으며, 입자 성장의 초기 입자 크기는 변형률과 온도, 변형률 속도에 따라 초기 입자 크기가 달라지고 있다.

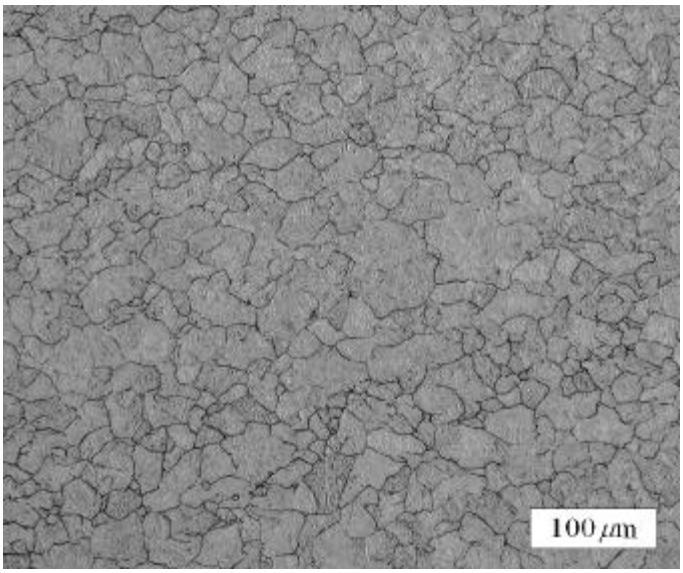


Photo 9 Microstructure of 20% compressed specimen at 950℃, $\dot{\varepsilon}$=1.0/s and 5sec holding

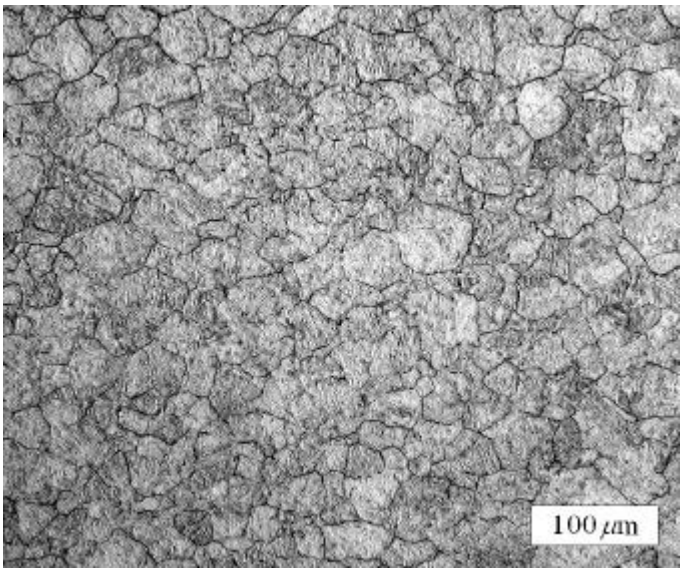


Photo 10 Microstructure of 20% compressed specimen at 950℃, $\dot{\varepsilon}$=1.0/s and 10sec holding

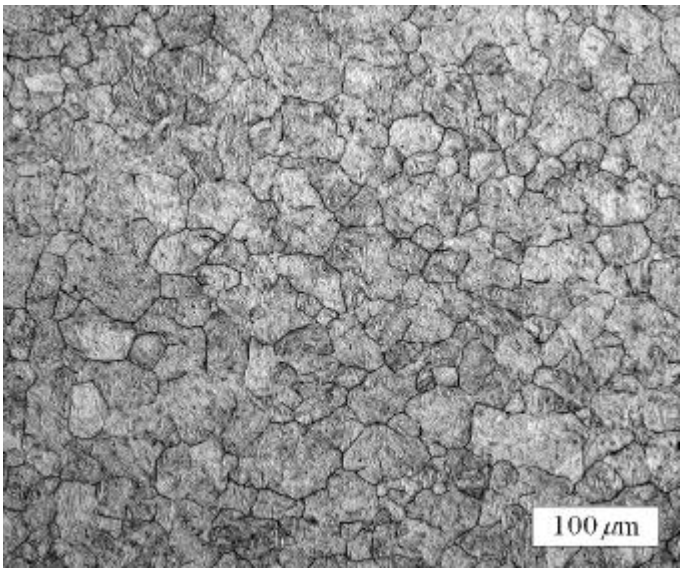


Photo 11 Microstructure of 20% compressed specimen at 950℃, $\dot{\varepsilon}$=1.0/s and 100sec holding

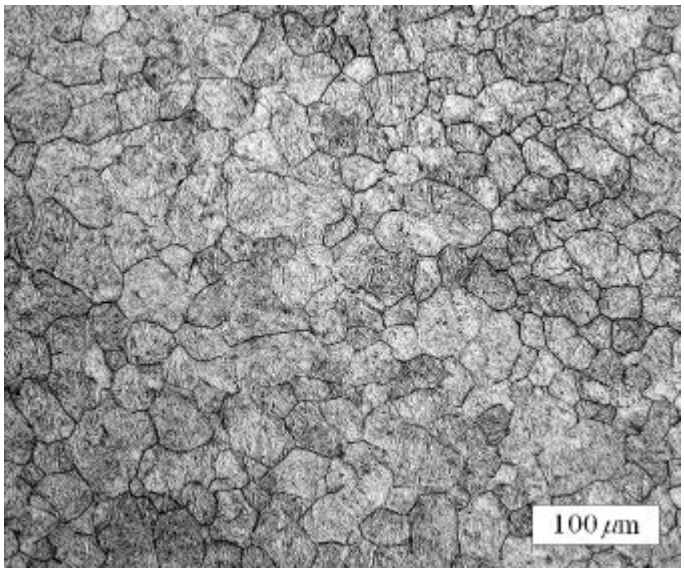


Photo 12 Microstructure of 20% compressed specimen at 950℃, $\dot{\varepsilon}$=1.0/s and 600sec holding

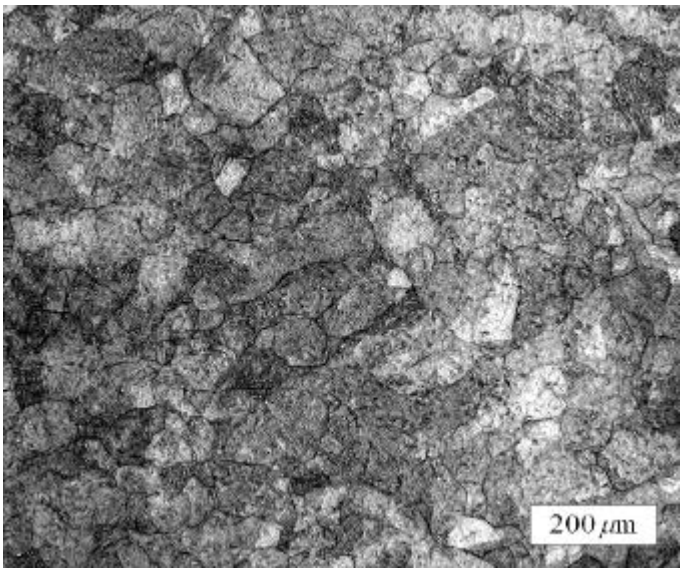


Photo 13 Microstructure of 20% compressed specimen at 1150℃, $\dot{\varepsilon}$=1.0/s and 5sec holding

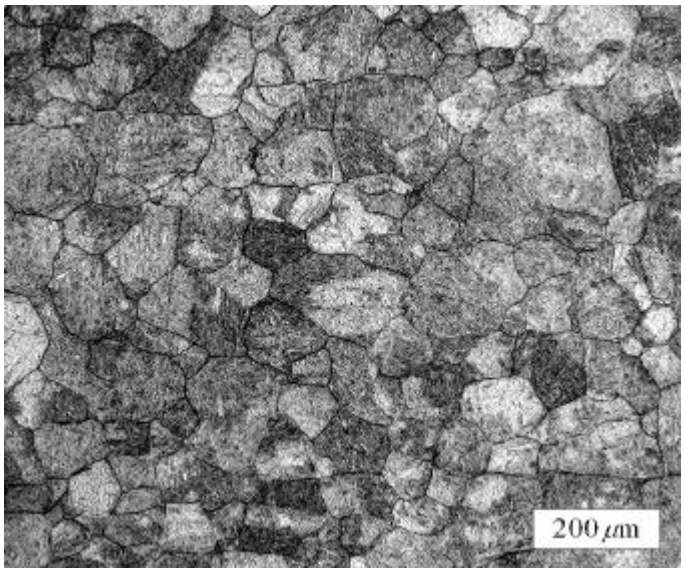


Photo 14 Microstructure of 20% compressed specimen at 1150℃, $\dot{\varepsilon}$=1.0/s and 20sec holding

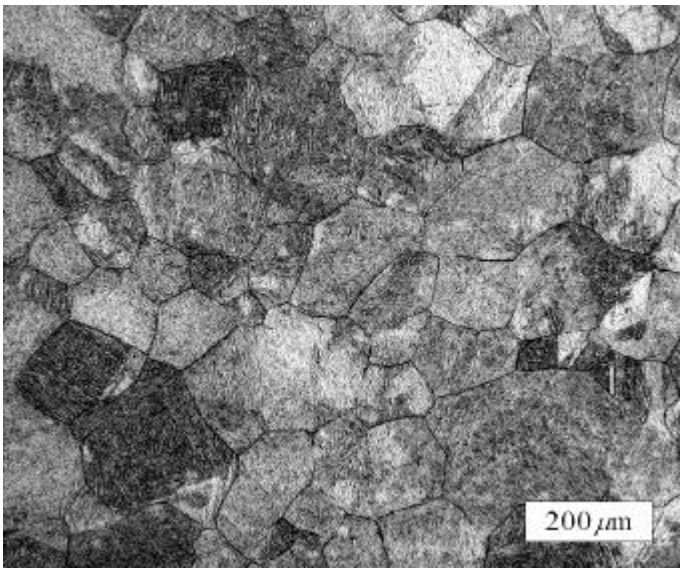


Photo 15 Microstructure of 20% compressed specimen at 1150℃, $\dot{\varepsilon}$=1.0/s and 100sec holding

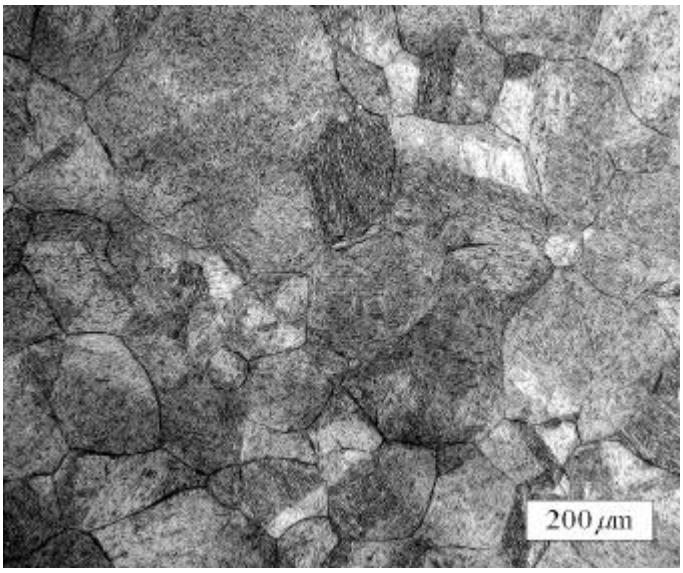


Photo 16 Microstructure of 20% compressed specimen at 1150℃, $\dot{\varepsilon}$=1.0/s and 600sec holding

4.2.3 정적 및 준동적 연화 실험 고찰

3.1.3절의 정적, 준동적 연화 실험인 2단 압축실험에서 얻은 유동곡선으로 공정변수인 온도, 변형률 속도, 변형률, 유지시간에 따른 현상을 연화 비율로 고찰하였다.

Fig. 21 25는 2단 압축 실험에서 구한 유동 응력 곡선을 도시하였다. Fig. 21-(a)는 초기 변형률이 0.71 ε_p이므로 유지시간동안 정적 재결정이 발생하여 2차 변형에서는 유지시간에 따른 응력 감소의 차이가 많았고 Fig. 21-(b)는 초기 변형률이 1.24 ε_p이므로 유지시간동안 준동적 재결정이 발생하여 2차 변형에서는 유지시간에 따른 응력 감소의 차이가 적었다. 이것은 준동적 재결정은 정적인 연화기구이지만 핵생성을 위한 잠복기가 없어 정적 재결정에 비해 매우 빠르게 연화가 진행되기 때문이다. Fig. 22-(a),(b)는 온도 950℃에서 초기 변형률이 각각 0.43 ε_p, 0.82 ε_p이므로 정적 재결정이 발생하였으며 2차 변형에서는 유지시간이 100초 이

후에서 응력 감소가 많이 발생하였다.

Fig. 23-(a),(b)는 온도 1150℃에서 초기 변형률이 각각 $2\varepsilon_p$, ε_p이므로 준동적 재결정이 발생하며 2차 변형에서는 유지시간에 따른 응력 감소의 차이가 많이 나지 않았다. 이것은 준동적 재결정에 의해 초기에 연화가 빨리 진행됨으로써 응력의 차이가 많이 나지 않음을 알 수 있었다. Fig. 24-(a),(b)는 온도 1150℃에서 초기 변형률이 각각 $0.53\varepsilon_p$, ε_p이다. 초기 변형률이 $0.53\varepsilon_p$일 때는 정적 재결정이 발생하여 2차 변형에서는 유지시간 5초 이후부터 응력 감소가 많이 발생하였고 초기 변형률이 ε_p일 때는 준동적 재결정이 발생하여 2차 변형에서 응력 감소가 많이 발생하지 않음을 알 수 있었다. Fig. 25-(a),(b)는 등속에 의한 2단 압축한 유동 곡선이다. 950℃에서는 유지시간 100초 이후에서 응력 감소가 많이 나타났으며 1150℃에서는 연화가 빨리 되어서 응력 감소가 많이 나타나지 않았다.

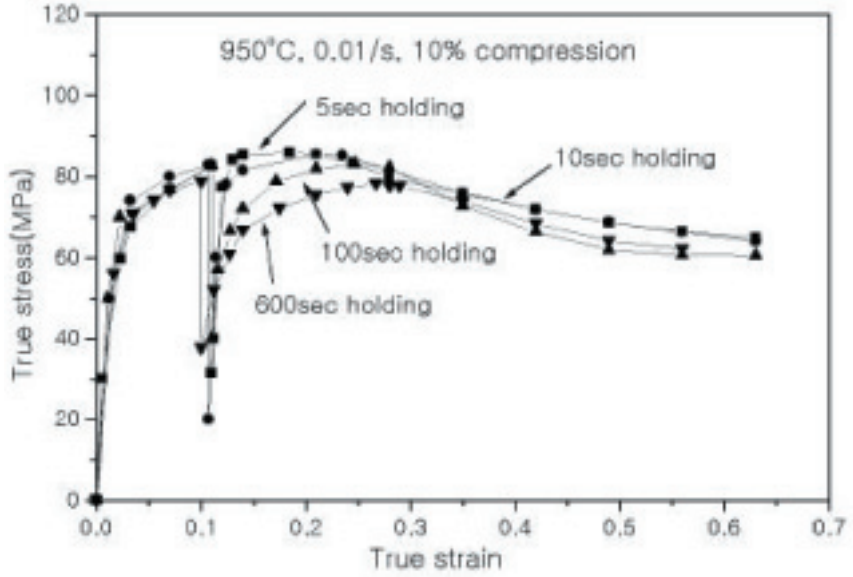
Fig. 26 27은 연화 비율을 이용하여 초기 변형에 따른 연화율을 도시하였다. Fig. 26-(a)는 정적과 준동적에 의한 연화를 보여주며 준동적 재결정에 의해 연화가 빨리 발생함을 보여준다. Fig. 26-(b)를 보면 초기 변형률이 클수록 연화가 빨리 발생함을 알 수 있었다. 변형량이 증가함에 따라 재결정의 구동력인 변형 에너지가 증가해서 연화가 빨리 진행됨을 알 수 있었다. Fig. 27-(a),(b)는 온도 1150℃에서 초기 변형량에 따른 연화율을 도시하였다. 초기 변형량이 클수록 연화가 빨리 발생함을 알 수 있었다.

Fig. 28-(a), (b)는 변형률 속도에 따른 연화율을 도시하였는데 1150℃에서 초기 변형률이 ε_p일 때를 비교해 보면 변형률 속도가 0.1/s일 때가 0.01/s일 때보다 연화율이 높음을 알 수 있었다. Fig. 29-(a),(b)는 온도에 따른 연화율을 도시하였는데 온도에 대한 영향보다는 초기 변형률에 따른 영향이 더 크게 나타났다.

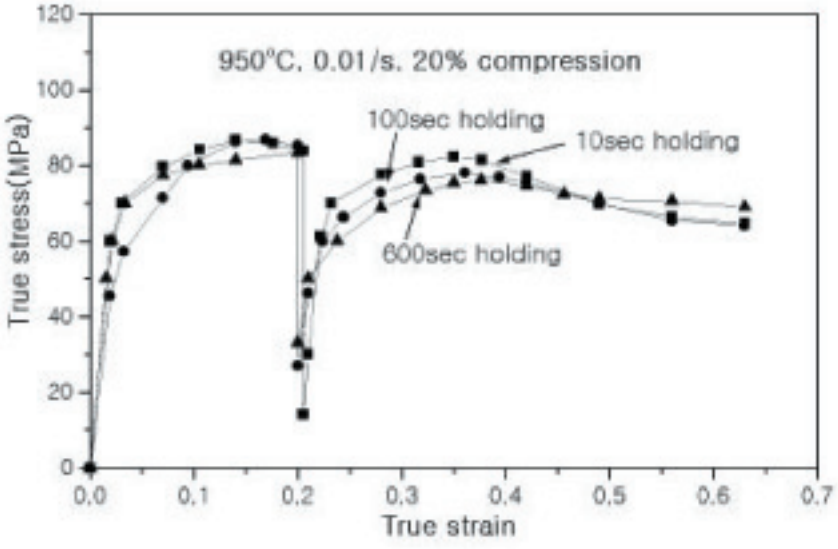
동일한 온도, 변형률 속도에서는 변형률이 많을수록 연화 비율이 커짐을 알 수 있고(Fig. 26 27), 동일한 온도, 변형률에서 변형률 속도가 빠를수록 연화 비율이 커짐을 알 수 있다(Fig. 28).

즉, 초기 변형률과 변형률 속도의 증가는 재료의 내부 축적 에너지가 많아져서 유지시간 동안 정적 및 준동적 재결정을 빨리 발생시켜 연화현상이 빨리 발생함

을 알 수 있다.

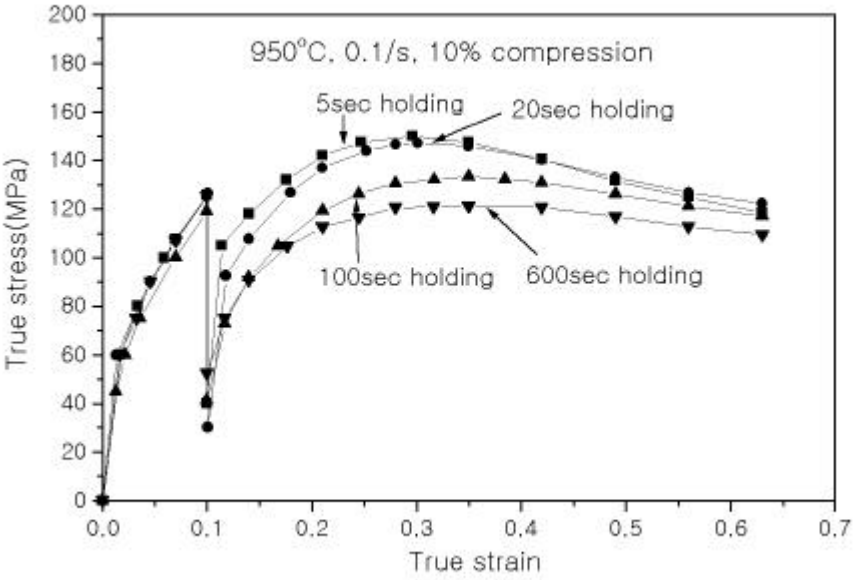


(a)

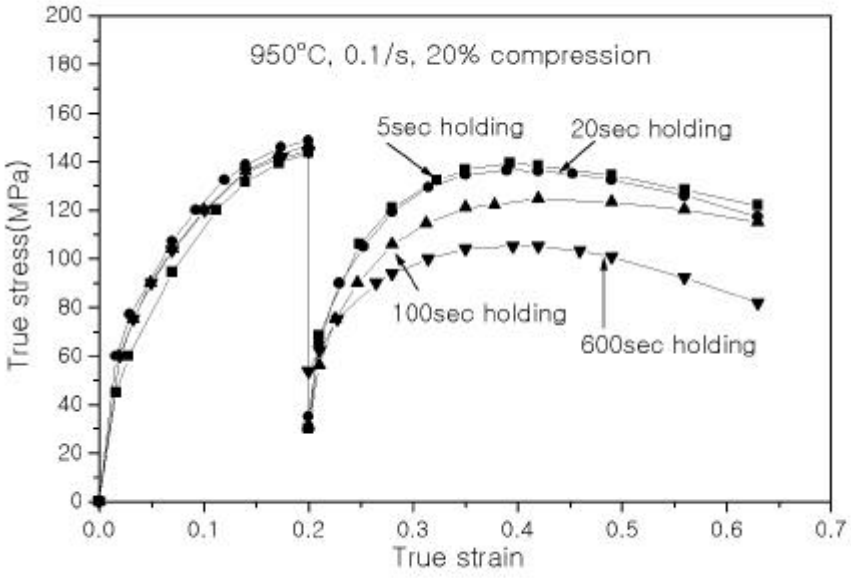


(b)

Fig. 21 Flow curves obtained from interrupted compression test at $\dot{\varepsilon}$=0.01/s, 950℃ and (a) 10% compression (b) 20% compression

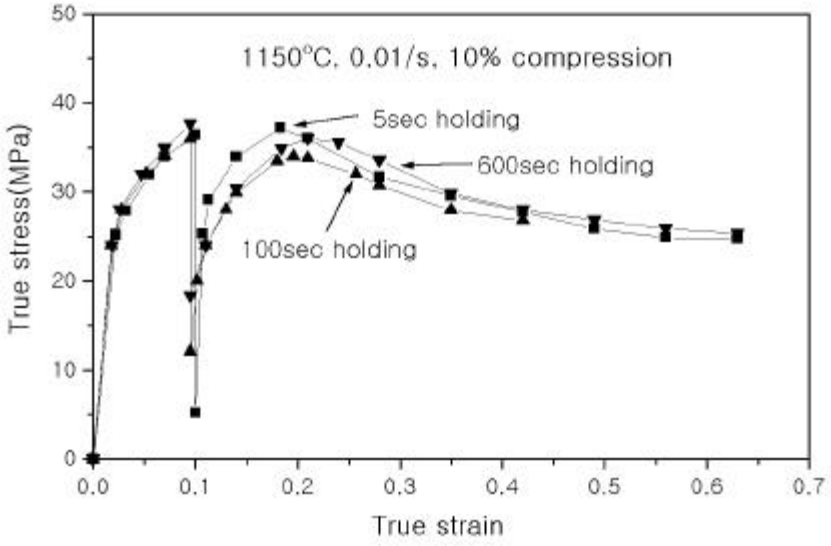


(a)

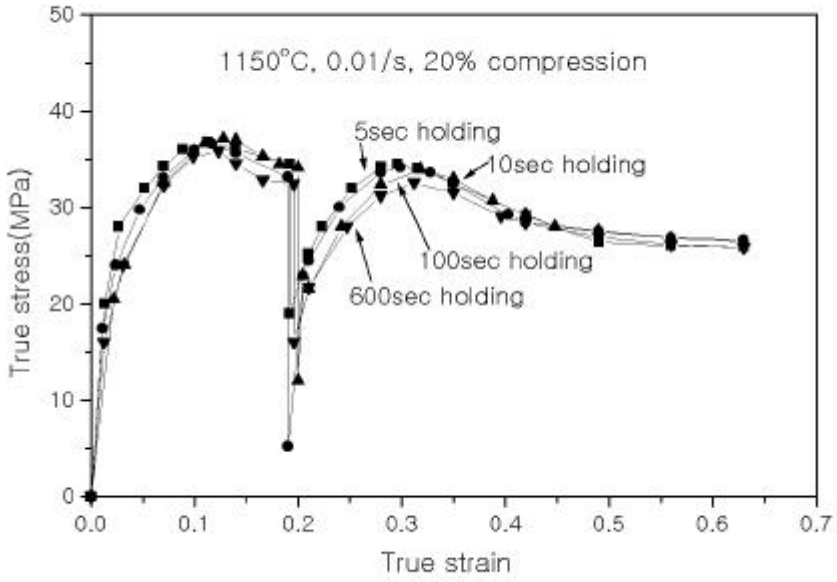


(b)

Fig. 22 Flow curves obtained from interrupted compression test at $\dot{\varepsilon}$=0.1/s, 950℃ and (a) 10% compression (b) 20% compression

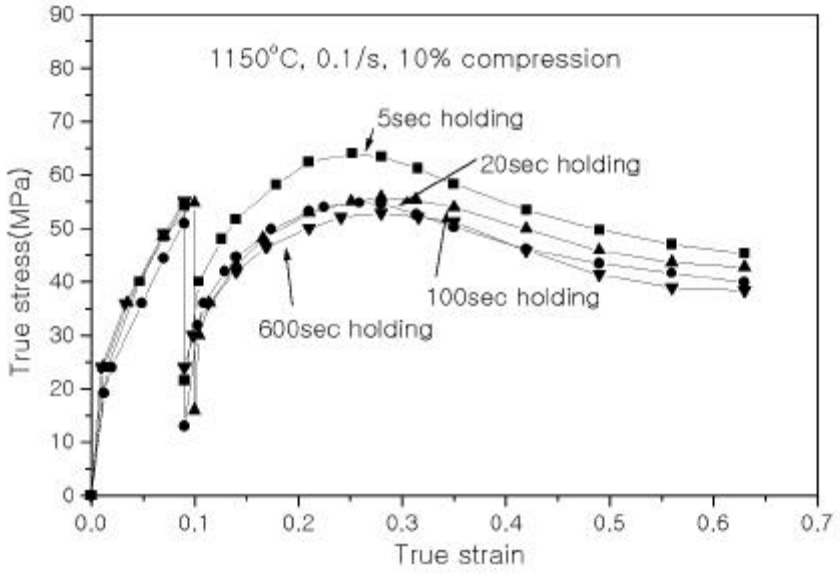


(a)

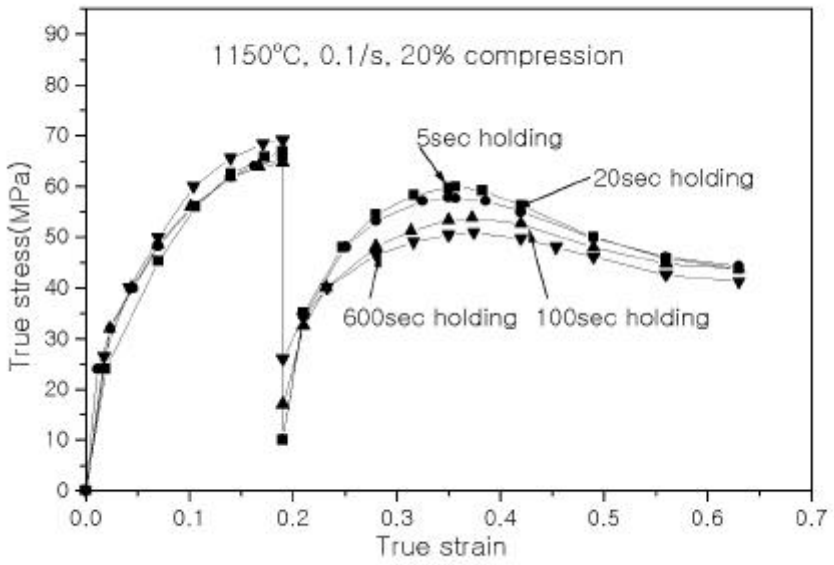


(b)

Fig. 23 Flow curves obtained from interrupted compression test at $\dot{\varepsilon}$=0.01/s, 1150℃ and (a) 10% compression (b) 20% compression

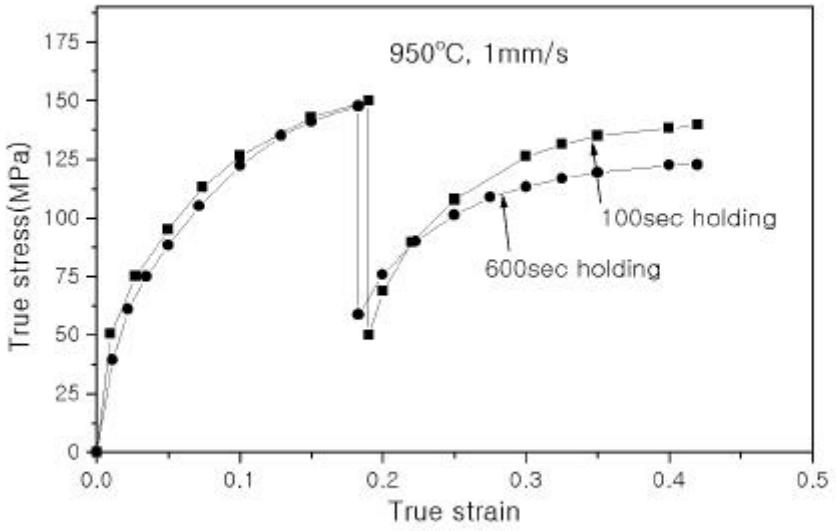


(a)

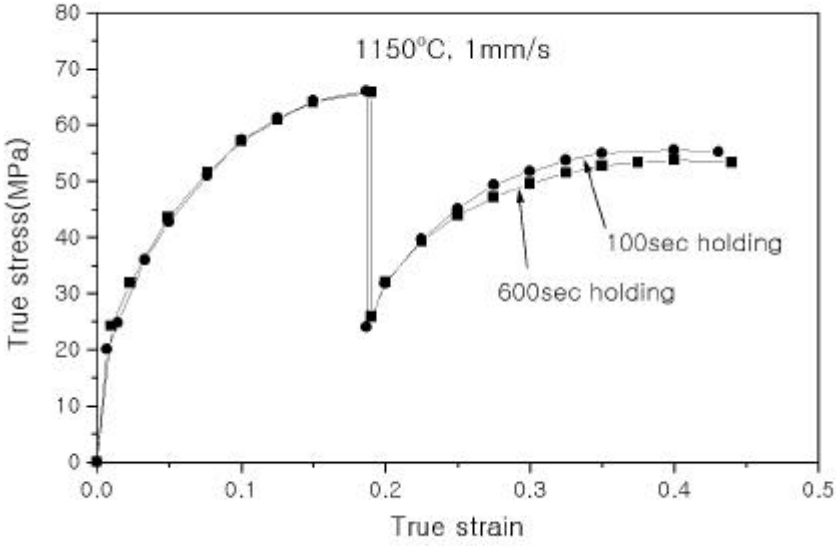


(b)

Fig. 24 Flow curves obtained from interrupted compression test at $\dot{\varepsilon}$=0.1/s, 1150℃ and (a) 10% compression (b) 20% compression

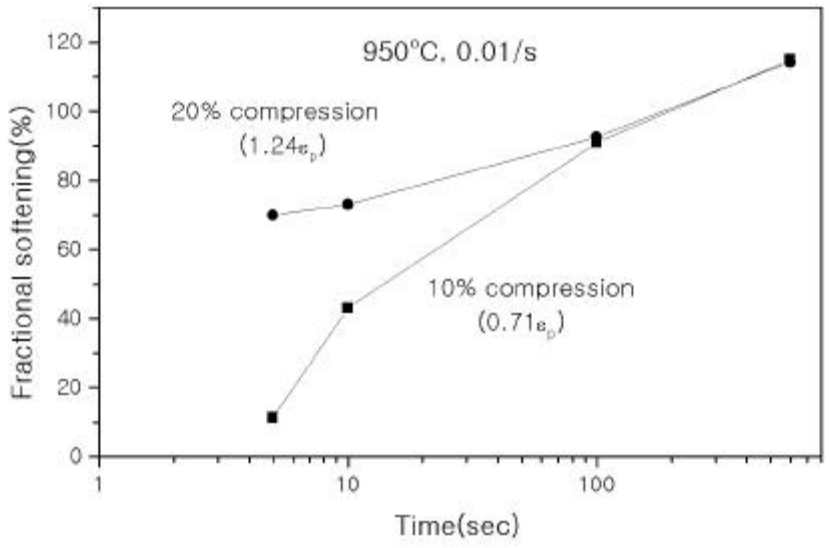


(a)

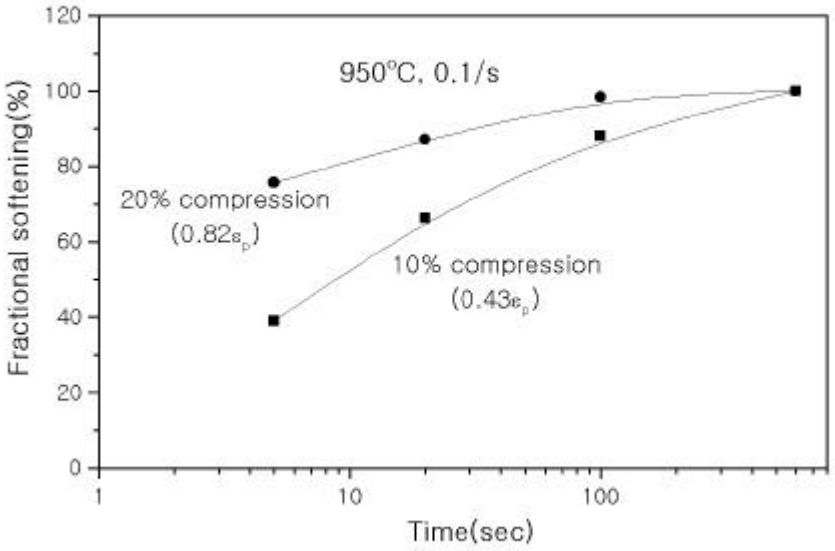


(b)

Fig. 25 Flow curves obtained from interrupted compression test at v=1mm/s and (a) 950℃ (b) 1150℃

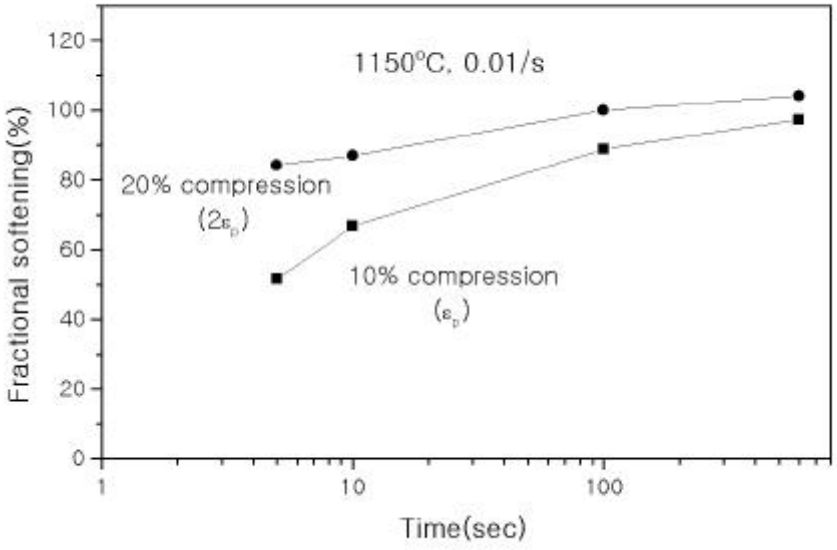


(a)

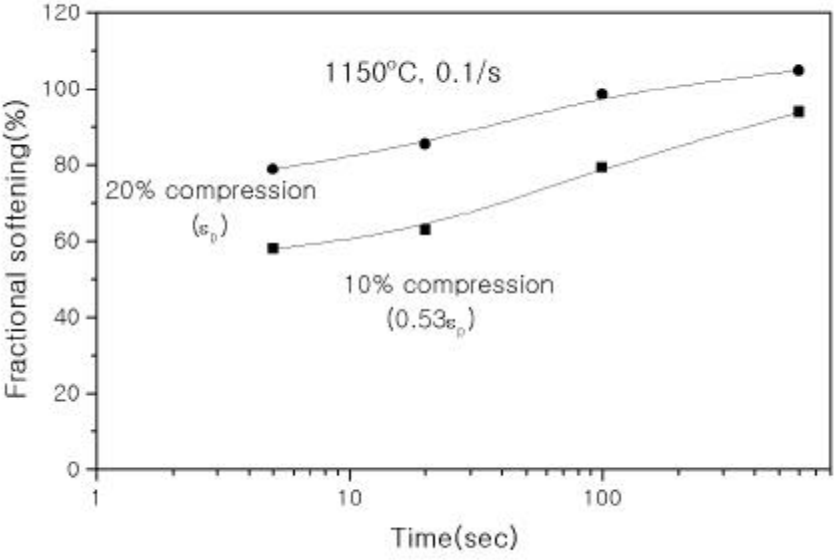


(b)

Fig. 26 Strain effect on the rate of softening at 950℃ and (a) $\dot{\varepsilon}$=0.01/s (b) $\dot{\varepsilon}$=0.1/s

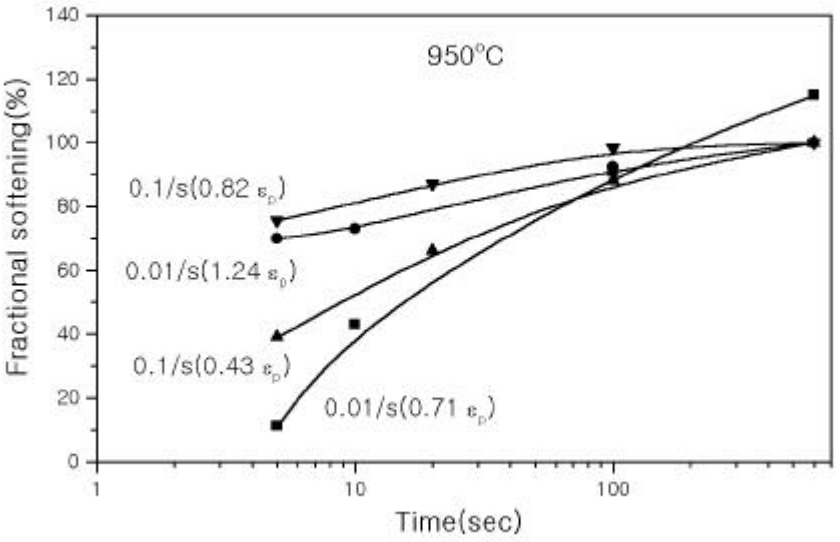


(a)

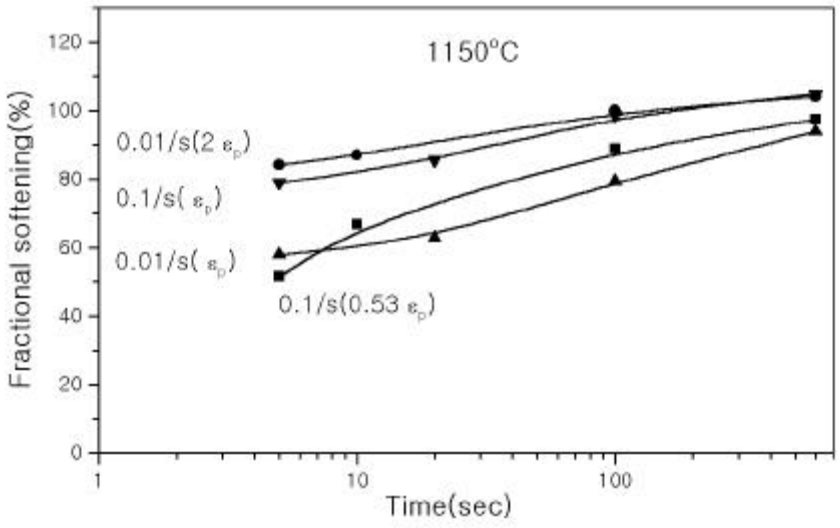


(b)

Fig. 27 Strain effect on the rate of softening at 1150℃ and (a) $\dot{\varepsilon}$=0.01/s (b) $\dot{\varepsilon}$=0.1/s

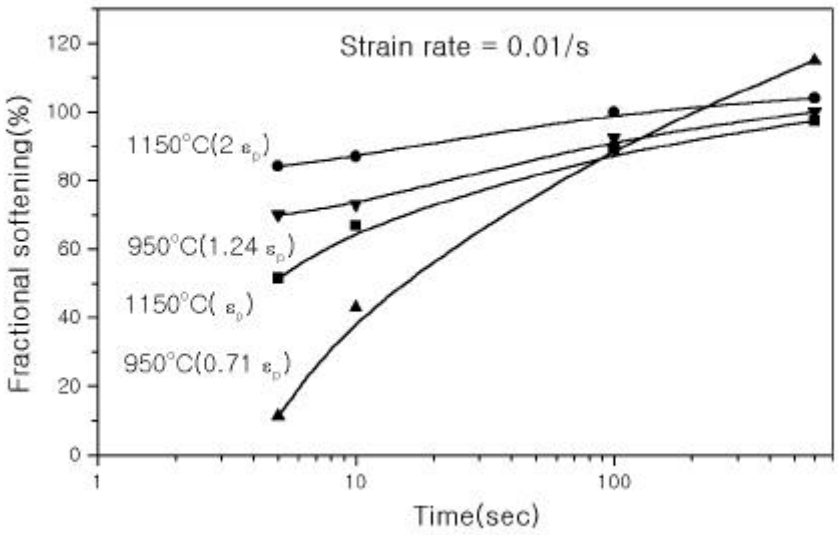


(a)

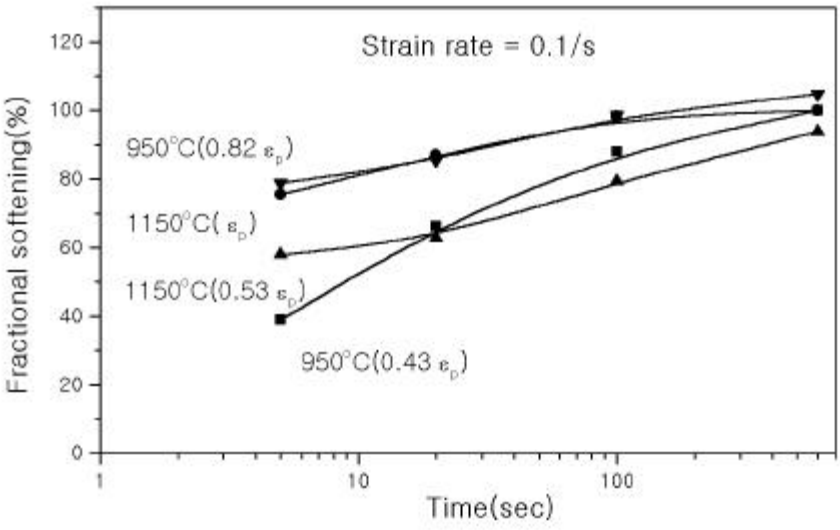


(b)

Fig. 28 Strain rate effect on the rate of softening at (a) 950℃ (b) 1150℃



(a)



(b)

Fig. 29 Temperature effect on the rate of softening at (a) $\dot{\varepsilon}$=0.01/s (b) $\dot{\varepsilon}$=0.1/s

4.3 시뮬레이션 결과 및 고찰

기초 실험 범위내의 변형률 속도, 온도, 변형률에서 등속 압축 실험을 하였고, Fig.5와 같은 방법으로 2단 변형에 의해서 재결정과 입자 성장을 고려하여 시편 각 부위의 평균 입자 크기를 시뮬레이션 결과와 비교하였다.

2단 변형의 첫번째 공정은 속도 1mm/s, 온도 1150℃에서 16.7% 압축에 의해서 동적 재결정을 발생시키고 두번째 공정은 유지시간동안 등온으로 유지하여 정적, 준동적 재결정을 발생시키고 재결정 완료 후 입자 성장이 일어나며 3번째 공정은 다시 20% 압축에 의해 동적 재결정을 발생시키는 공정이다. 첫 번째 실험은 2단 변형 실험에서 100sec 유지하였고 두 번째 실험은 600sec 유지되었다. 첫 번째 실험의 조직 사진은 Photo 17이며 두 번째 실험의 조직 사진은 Photo 18이다. Fig. 30은 시편에서의 조직 사진(Photo 17 18)들의 위치를 도시하였다.

Photo 17 18의 (1)위치는 중심부분이며 많은 변형에 따라 재결정이 많이 관찰되었으며 유지시간 600초인 곳의 미세조직의 입자 크기가 크게 나타났다. 중심에서 반경방향과 축방향의 바깥으로 갈수록 재결정이 적게 나타났으며 평균 입자 크기가 크게 나타났다. Photo 17 18의 (3)위치는 반경 방향의 바깥부분이며 변형이 적어 재결정이 적게 발생하여 평균 입자 크기가 크게 나타났으며 Photo 17 18의 (6)위치는 축방향의 바깥부분이며 다이와의 마찰에 의해 변형이 많이 되지 않았고, 그 부분에서는 입자 성장만이 보였고, 유지시간이 길어질수록 입자 성장이 많이 일어나서 평균 입자 크기도 커졌다.

Fig. 31은 첫 번째 실험과 두 번째 실험 조건으로 시편의 각 지점에서 공정에 따른 입자 크기의 변화를 시뮬레이션 결과로써 도시하였다. Fig. 32은 실험과 시뮬레이션 결과를 축방향과 반경방향으로의 평균 입자 크기를 도시하였다. Fig. 33 37은 시뮬레이션에 의한 각각의 공정에서의 평균 입자 크기의 결과 분포를 도시하였다. Fig. 38은 시뮬레이션과 실험 결과의 하중을 도시한 것으로 매우 잘 일치하고 있다.

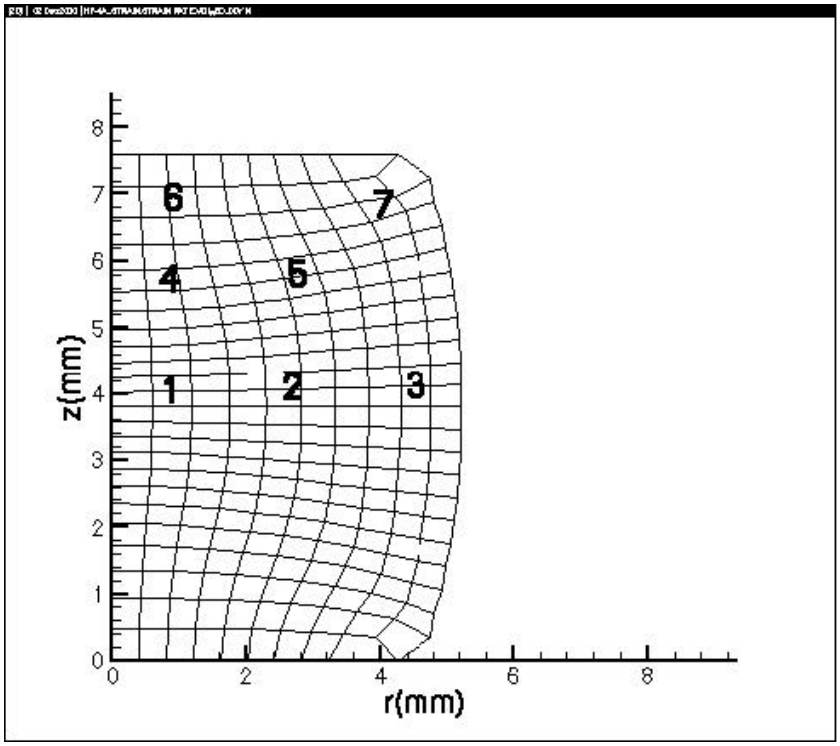
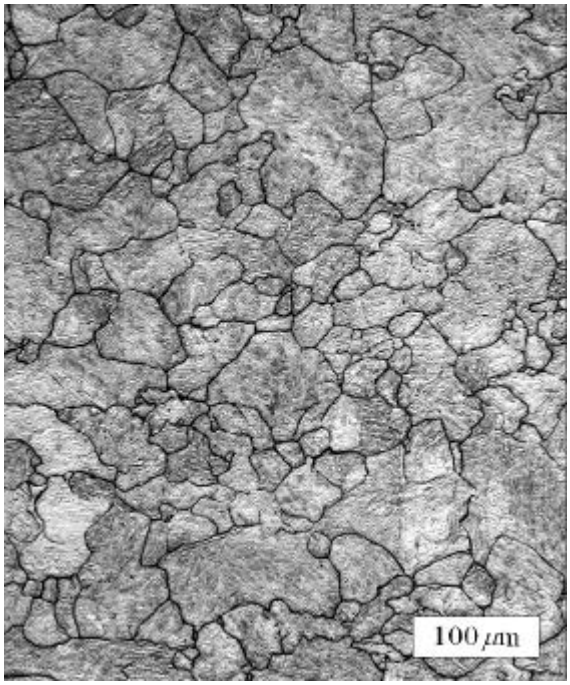
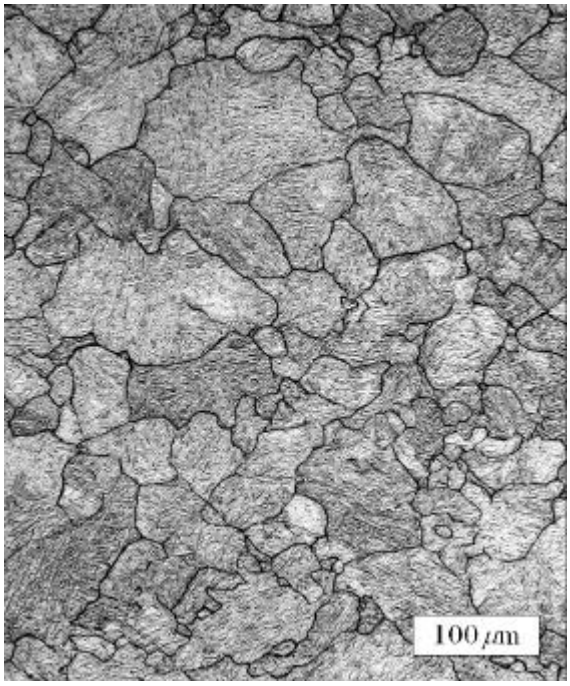


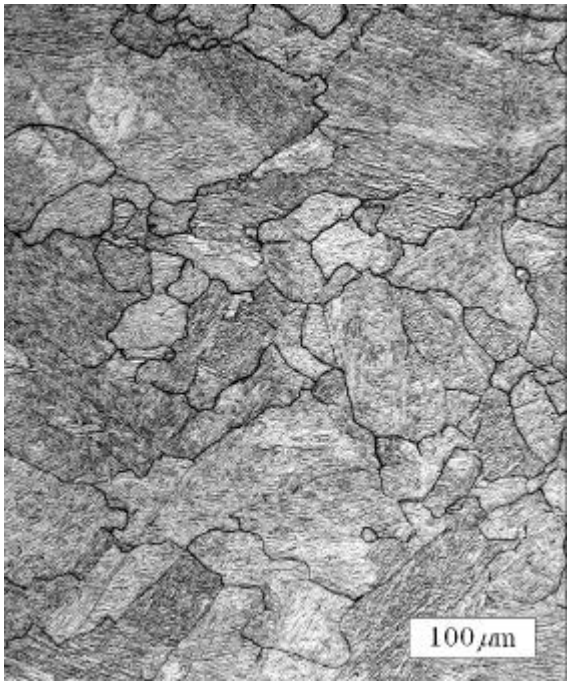
Fig. 30 Diagram for each microstructure photographic point



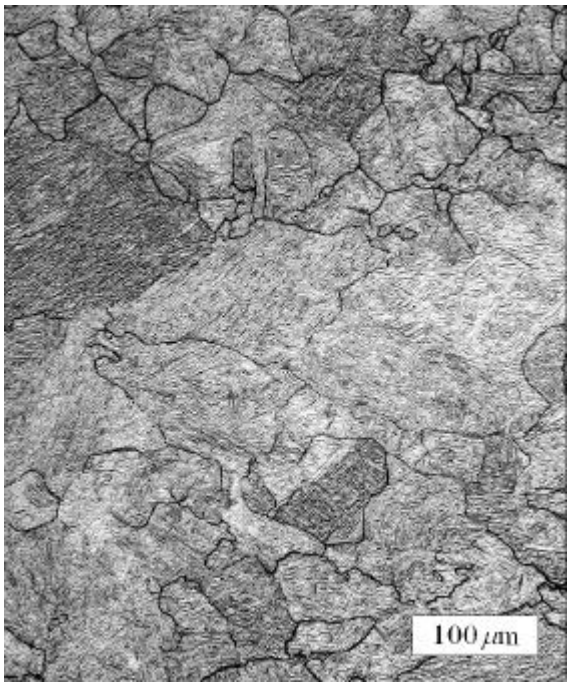
point 1



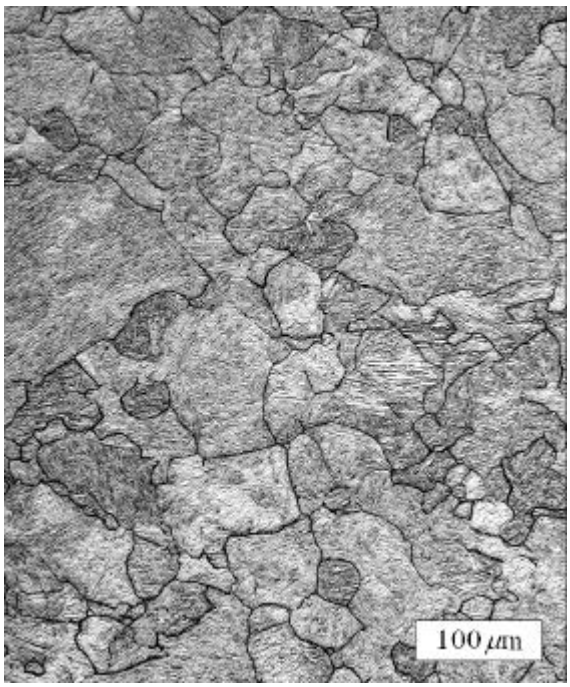
point 2



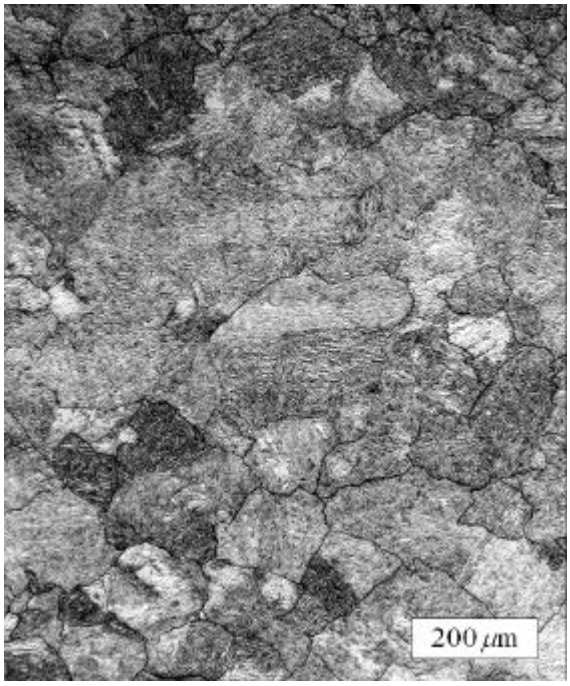
point 3

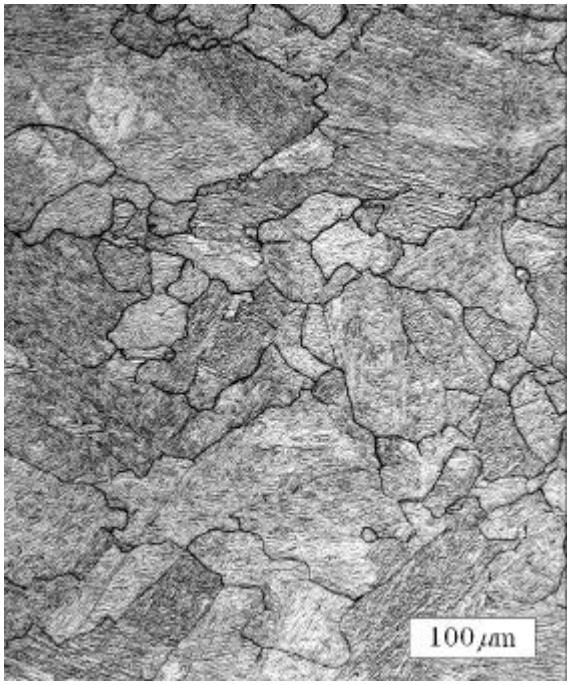


point 4



point 5

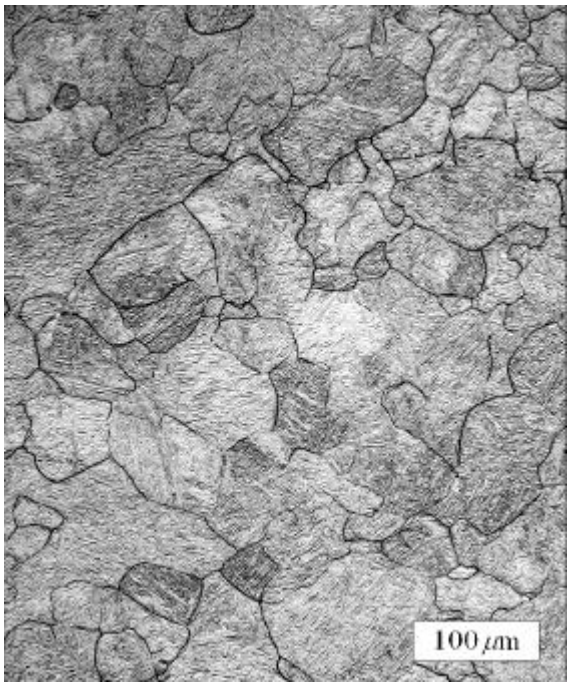




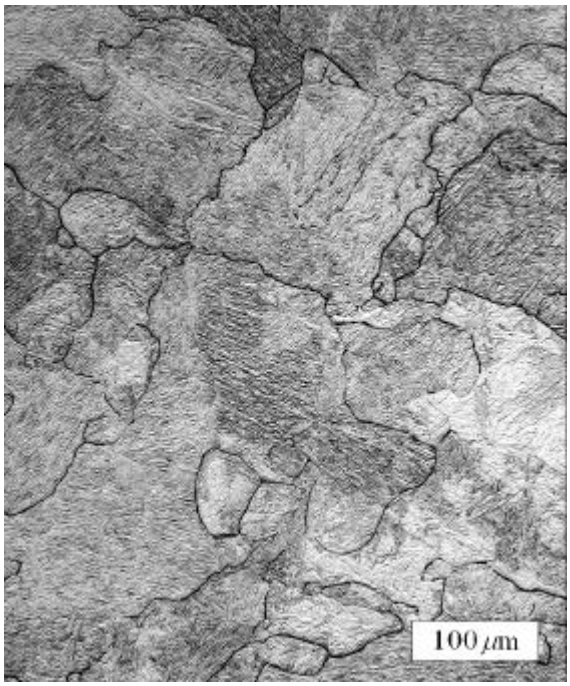
point 7

Photo 17 Microstructure of the second compression at v=1mm/s, 1150℃ and 100s holding

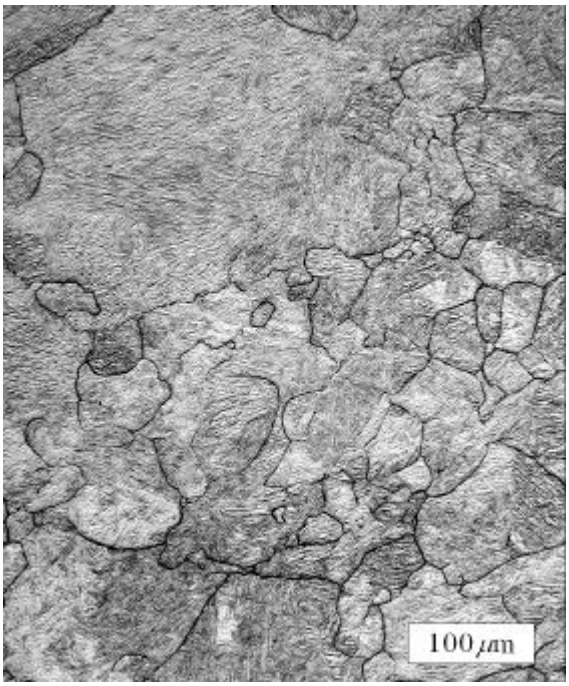
point 1



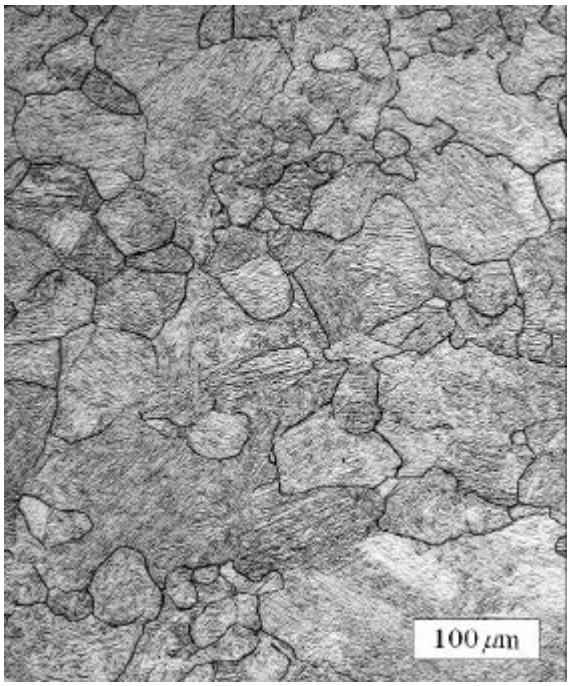
point 2



point 3

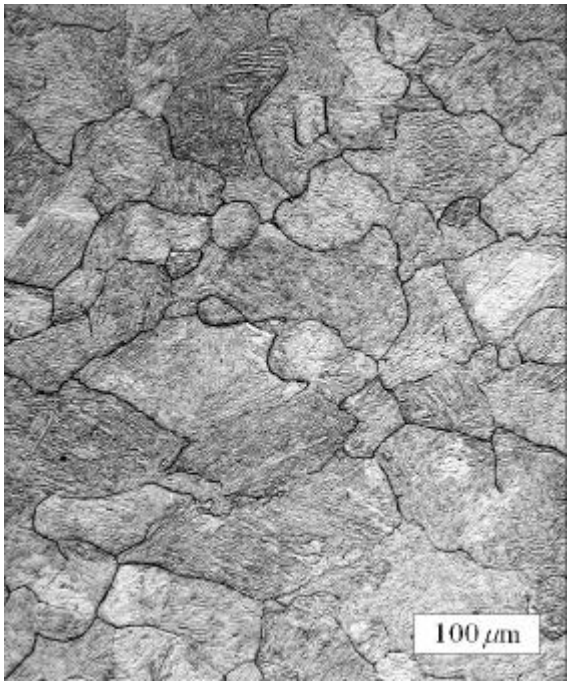


point 4



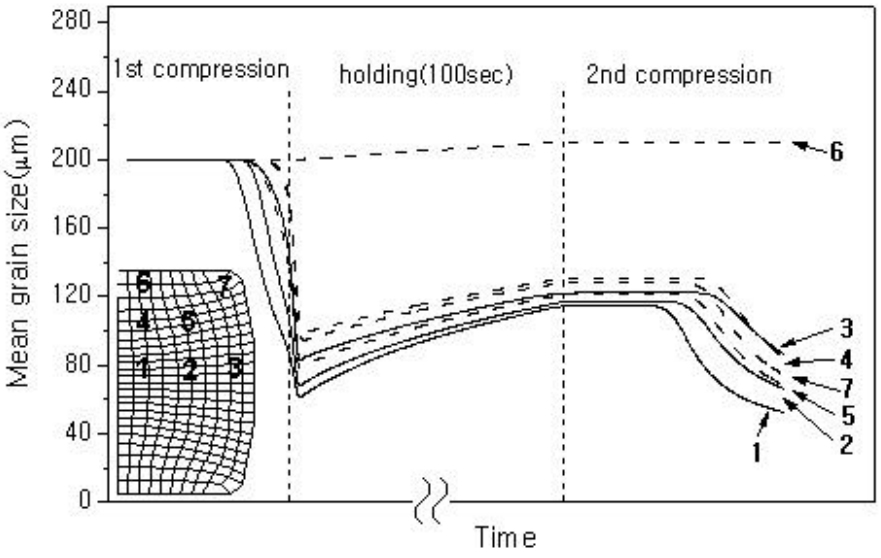
point 5

point 6

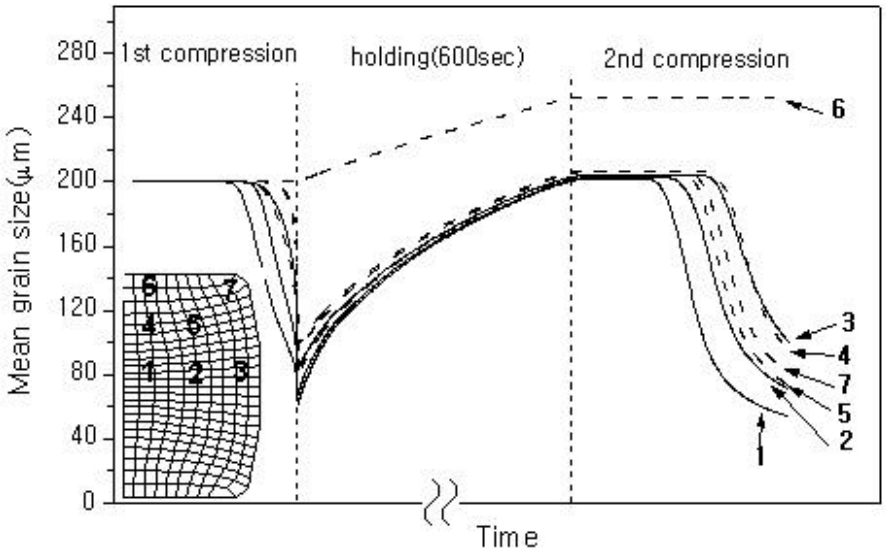


point 7

Photo 18 Microstructure of the second compression at v=1mm/s, 1150℃ and 600s holding

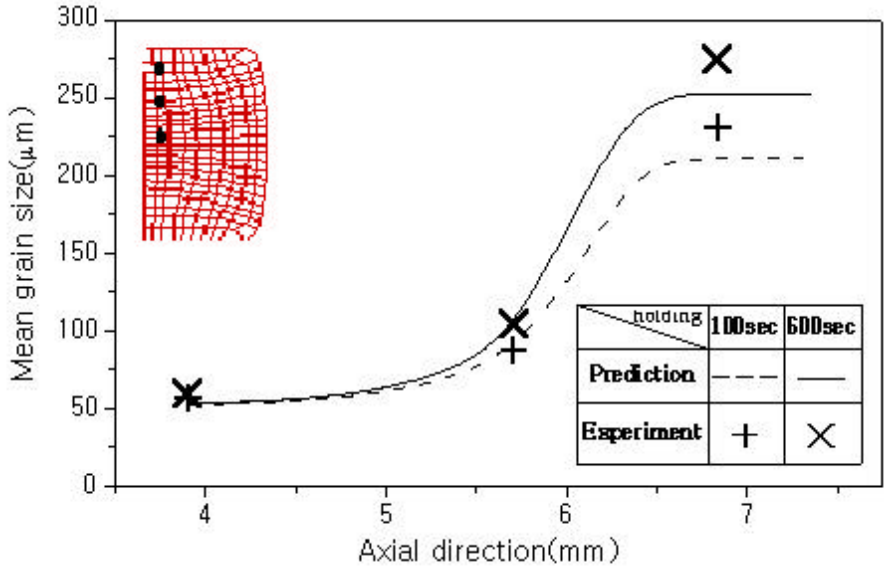


(a)

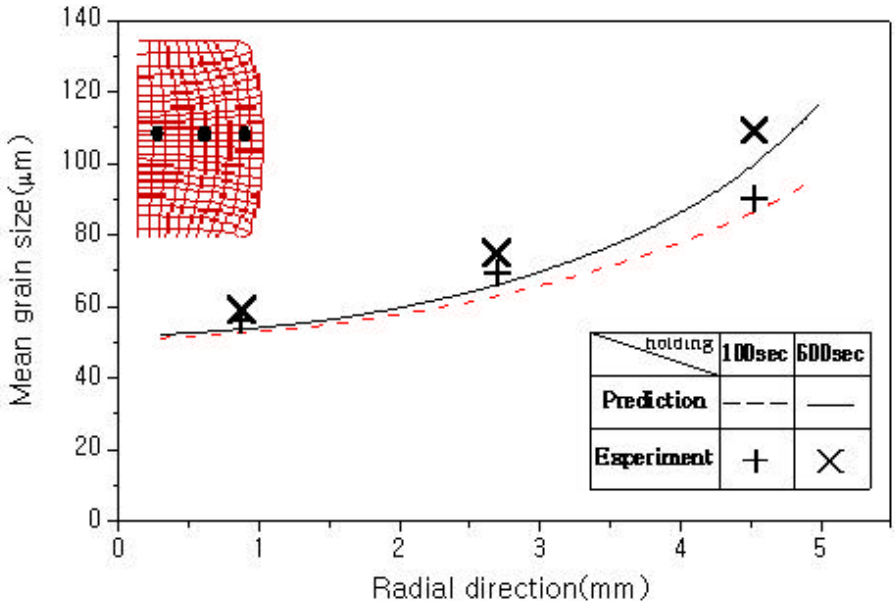


(b)

Fig. 31 Mean grain size from simulation result at v=1mm/s, 1150℃ and (a) 100sec holding (b) 600sec holding



(a)



(b)

Fig. 32 Comparison of grain size between experimental and predicted results at v=1mm/s, 1150℃ and (a) axial direction (b) radial direction

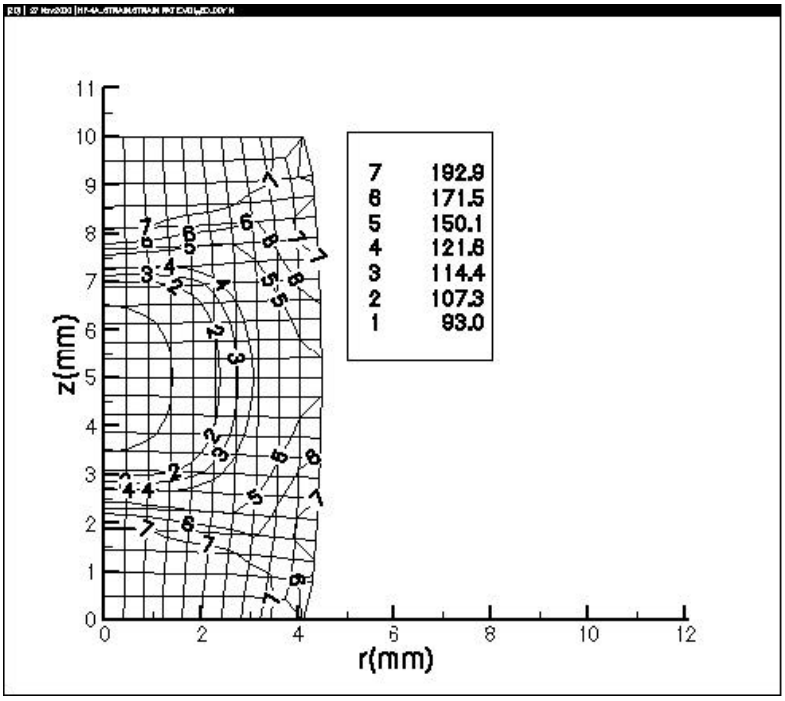


Fig. 33 Distribution of mean grain size after 16.7% second compression at v=1mm/s, 1150℃

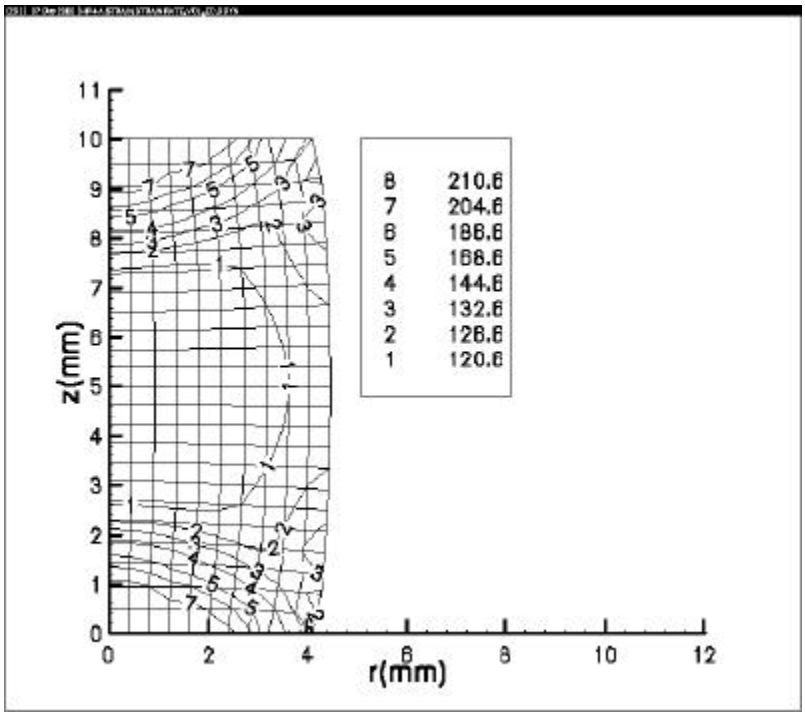


Fig. 34 Distribution of mean grain size after 100sec holding at v=1mm/s, 1150℃ and 16.7% compression

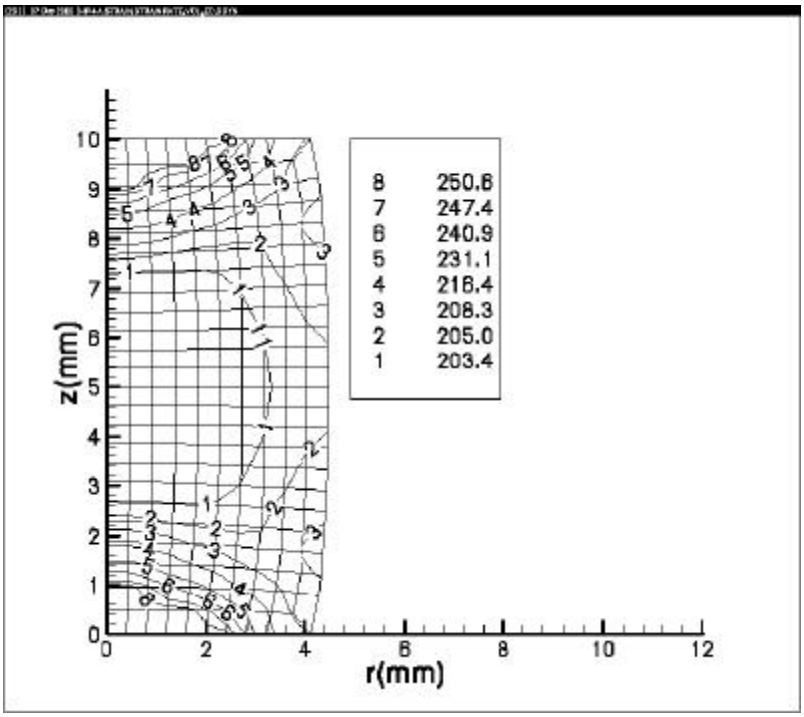


Fig. 35 Distribution of mean grain size after 600sec holding at v=1mm/s, 1150℃ and 16.7% compression

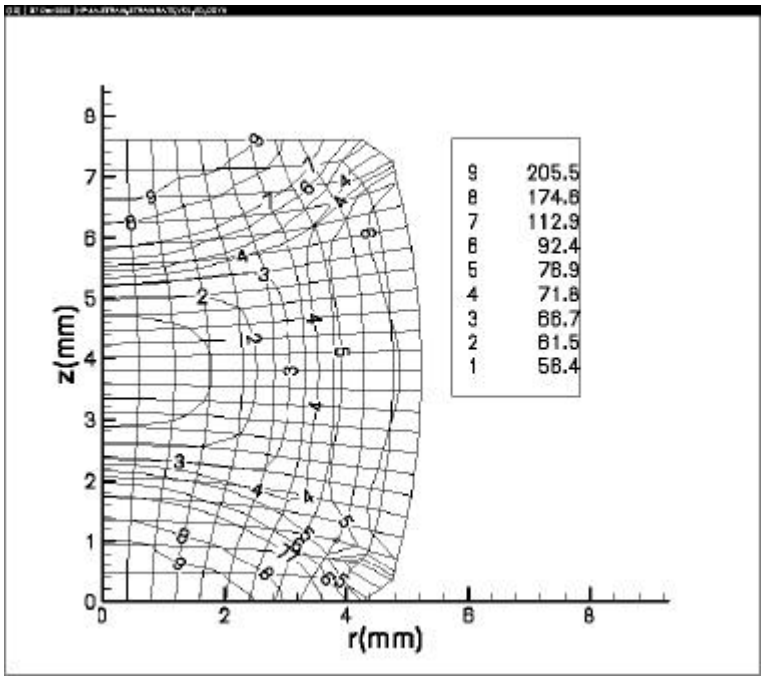


Fig. 36 Distribution of mean grain size after 36.7% second compression at v=1mm/s, 1150℃ and 100sec holding

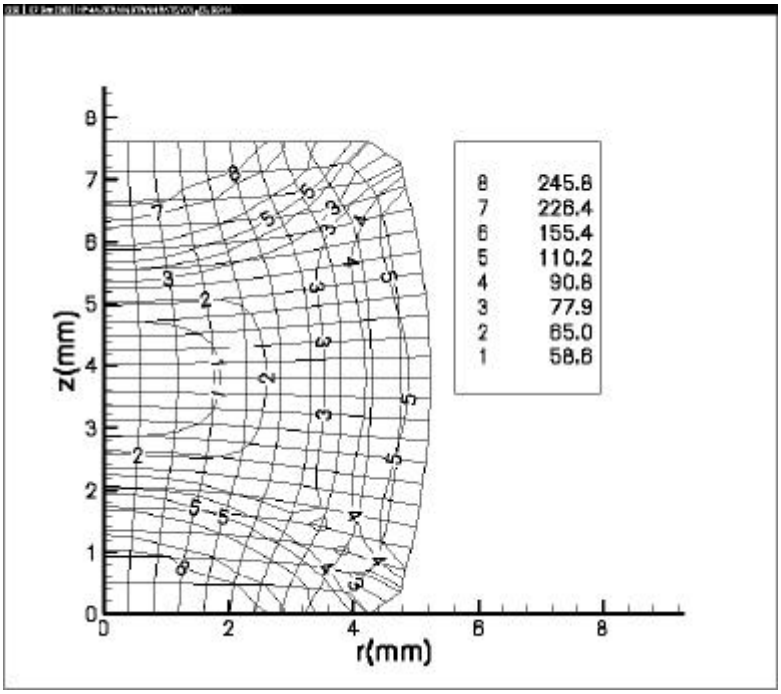


Fig. 37 Distribution of mean grain size after 36.7% second compression at v=1mm/s, 1150℃ and 600sec holding

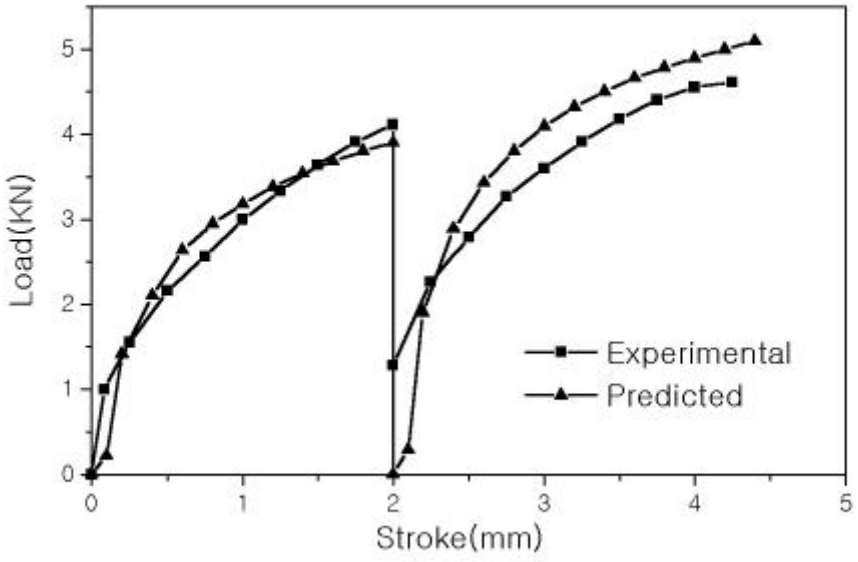


Fig. 38 Comparison of experimental and predicted load at v=1mm/s, 1150℃ and 600sec holding

5. 결론

금형강의 열간 압축실험을 통해서 동적, 정적 재결정과 입자 성장을 관찰하였다. 수학적 모델링을 하였으며 단조 조직과 주조조직의 유동 곡선과 미세조직을 관찰하였으며 2단 변형에 의한 연화 곡선으로부터 연화 정도를 변형률, 온도와 변형률 속도에 따른 연화비율로써 비교하였다. 수학적 모델링을 이용하여 고온 변형시 미세조직 변화를 시뮬레이션하고 결과를 실험에서 얻은 값과 비교하였으며 아래와 같은 결론을 얻었다.

(1) 금형강의 고온 유동곡선을 공정변수 파라미터인 온도, 변형률, 변형률 속도로 수학적 모델링을 하였과 실험 결과와 잘 일치하였다.

$$\sigma = \sigma_p[1 - \exp(-C\varepsilon)]^m - (\sigma_p - \sigma_s)[1 - \exp(-k(\frac{\varepsilon - \alpha\varepsilon_p}{\varepsilon_p})^{m'})]$$

(2) 본 연구로부터 금형강의 동적 재결정과 입자 성장의 입자 크기 변화를 공정변수들에 의하여 수학적 모델링으로 표현할 수 있다.

$$d_{rex} = 1.2 \cdot 10^4 Z^{-0.21}$$

$$\overline{D}^3 = D_o^3 + 1.8 \cdot 10^{16} t \exp(-\frac{Q}{RT})$$

(3) 고온 변형에서는 임계 변형률을 지나 변형이 많을수록 재결정이 많이 발생함을 관찰하였고 동적 재결정된 입자 크기는 Zener-Hollomon 파라미터가 작을수록, 즉 온도가 높고 변형률 속도가 낮을수록 증가하였다.

(4) 유지 시간동안 입자 성장에 의한 입자 크기는 Zener-Hollomon 파라미터가 작을수록, 즉 온도가 높고 변형률이 낮을수록 증가하였다.

(5) 2단 변형에서 변형 사이의 유지시간은 다음 단계의 항복 응력의 변화를 초래하였고, 유지시간이 길어질수록 항복 응력이 감소하였다.

(6) 온도, 변형률 속도가 일정할 때는 변형이 많을수록 연화율이 높았고, 온도, 변형률이 일정할 때는 변형률 속도가 클수록 연화율이 높았다.

(7) 수치 해석적인 방법으로 미세조직 예측을 위해 강소성 유한요소법을 이용하였고 다단 등속 압축 실험에 의한 결과와 잘 일치하였으며, 그 결과는 본 논문에서 제안한 수학적 모델을 적용한 새로운 프로그램을 개발하여 타당성을 확인하였다.

참고문헌

[1] C. M. Sellars, "The physical metallurgy of hot working" International Conference on Hot Working and Forming Process, University of Sheffield, pp. 3 47, 1979.

[2] C. M. Sellars and J. A. Whiteman, "Recrystallization and grain growth in hot rolling", Metal Science, Vol. 13, pp. 187 194, 1979.

[3] C. M. Sellars, "Modelling microstructural development during hot rolling", Materials Science and Technology, Vol. 6, pp. 1072 1081, 1990.

[4] John H. Beynon and C. Michael Sellars, "Modelling microstructure and its effects during multipass hot rolling", ISIJ International, Vol. 32, No. 3, pp. 359 367, 1992.

[5] S. F. Medina and C. A. Hernandez, "General expression of the Zener-Hollomon parameter as a function of the chemical composition of low allow and microalloyed steels", Acta Mater, Vol. 44, No. 1, pp. 137 148, 1996.

[6] S. F. Medina and C. A. Hernandez, “The influence of chemical composition on peak strain of deformed austenite in low alloy and microalloyed steels", Acta Mater, Vol. 44, No. 1, pp. 149 154, 1996.

[7] C. A. Hernandez, S. F. Medina and J. Ruiz, "Modelling austenite flow curves in low alloy and microalloyed steels", Acta Mater, Vol. 44, No. 1, pp. 155 163, 1996.

[8] S. F. Medina and C. A. Hernandez, "Modelling of the dynamic recrystallization of austenite in low alloy and microalloyed steels", Acta Mater, Vol. 44, No. 1, pp. 165 171, 1996.

[9] D. G. Martin, "Computer simulation of recrystallisation and grain growth", Materials Science and Technology, Vol. 10, October 1994.

[10] A. Laasraoui and J. J. Jonas, "Prediction of steel flow stresses at high temperatures and strain rates", Metall. Trans. A22A, 1545, 1991.

[11] K. P. Rao and E. B. Hawbolt, "Development of constitutive relationships using compression testing of a medium carbon steel", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 114, pp. 116 123, 1992.

[12] D. Zhao, S. Tangrila, M. Thirukkonda, K. G. Anand, and K. C. Bearden "Flow behavior and critical strain for dynamic recrystallization in HY-100 Steel", 37TH MWSP CONF. PROC., ISS, Vol. XXXIII, pp. 669 679, 1996.

[13] **조상현, 김유승, 유연철, 임성한, 오수익**, "Al6061 **합금의 고온변형시 변형저항 예측**", **대한금속학회지**, Vol. 36, No. 4, pp. 502 508, 1998.

[14] J. R. Cho, W. B. Bae, W. J. Hwang, "A study of the hot deformation behaviour and dynamic recrystallzation of Al-5wt%Mg alloy", accepted J. of Mat. Processing Technology, 2000.

[15] W. P. Sun and E. B. Hawbolt, "Comparison between static and metadynamic recrystallization - An application to the hot rolling of steels", ISIJ International, Vol. 37, No. 10, pp. 1000 1009, 1997.

[16] C. A. Dandre, S. M. Roberts, R. W. Evans and R. C. Reed, "Prediction of microstructural evolution during cogging of Inconel 718: Process Modelling and Validation", Confidential Report

[17] **조현중, 김낙수**, "**열간압연시 미세조직 예측을 위한 유한요소모델**", **한국정밀공학회지**, Vol. 14, No. 9, pp. 90 100, 1997.

[18] **곽우진, 이경종, 권오준, 황상무**, "**열간단조공정중 강의 재결정거동 유한요소해석**", **한국소성가공학회지**, Vol. 5, No. 4, pp. 305 319, 1996.

[19] **최민식, 강범수, 염종택, 박노광**," **유한요소법을 이용한** Inconel 718**의 열간단조공정시 동적 재결정거동 예측**", **한국소성가공학회지**, Vol. 35, No. 6, pp. 197 206, 1998.

[20] **황원주, 조종래, 배원병**," **유한요소법을 이용한** Al-5wt%Mg**합금의 미세조직크기 예측**", **한국소성가공학회지**, Vol. 8, No. 6, pp. 620 625, 1999.

[21] **한형기**, **김성일**, **정태성**, **유연철**, “SCM 440 **강재의 정적 및 준동적 연화에 미치는 공정 변수의 영향**”, **한국소성가공학회지**, Vol. 9, No. 1, pp. 80 87, 2000.

[22] Imao Tamura, "Some fundamental steps in thermomechanical processing of steels", Transactions ISIJ, Vol. 27, 1987.

[23] H. J. McQueen, "Metal forming: Industrial, mechanical computational and microstructural", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 37, pp. 3 36, 1993.

[24] D. R. Barraclough, "Hot working and recrystallisation of a stainless and a low alloy steel", Ph. D. dissertation, University of Sheffield, 1974.

[25] **조종래**, “3**차원 열간단조의 열-점소성 유한요소해석**”, **한국과학기술원 박사학위논문**, 1993.

[26] **이승평**, “**그림으로 설명하는 금속재료**”, **청호**, 1998.